

VICENTE CHIAVERINI

TRATAMENTO TÉRMICO DAS LIGAS METÁLICAS



Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM

**TRATAMENTO
TÉRMICO DAS
LIGAS METÁLICAS**



VICENTE CHIAVERINI

TRATAMENTO TÉRMICO DAS LIGAS METÁLICAS



ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA
DE METALURGIA
E MATERIAIS

SÃO PAULO
2008

Edições da ABM

1ª - 2003
2008 (2ª impressão).

Ficha Catalográfica

Chiaverini, Vicente
Tratamento Térmico das Ligas Metálicas / Vicente Chiaverini
São Paulo : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.

Bibliografia.

1. Metalurgia 2. Tratamento Térmico - 3. Ligas Metálicas
I. Título

CDD - 669

Índices para catálogo sistemático:

- | | |
|------------------------------------|-----|
| 1. Tratamento Térmico : Metalurgia | 669 |
| 2. Ligas Metálicas : Metalurgia | 669 |

Proibida reprodução, mesmo parcial e por qualquer processo, sem autorização expressa da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM

Direitos autorais desta edição reservados à

Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais
Rua Antonio Comparato, 218 - Campo Belo - 04605-030 São Paulo - SP
Tel. 55 (11) 5534 43 33 - Fax: 55 (11) 5534-4330
www.abmbrasil.com.br

ISBN 85-86778-62-1



9 788586 778629

ÍNDICE

INTRODUÇÃO	7
I - LIGAS FERRO-CARBONO	9
1. Introdução. Definições	9
2. Alotropia do ferro	9
3. Diagrama de equilíbrio ferro-carbono	11
3.1 Transformação na faixa dos aços	12
3.2 Transformação na faixa dos ferros fundidos	16
4. Efeito do aquecimento e do resfriamento na posição das linhas de transformação	18
5. Efeito dos elementos de liga nas zonas austenítica e crítica	19
6. Liga ternária Fe-C-Si	22
7. Conclusões parciais	25
II - TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA	27
1. Introdução	27
2. Curvas em C ou TTT	27
3. Microconstituintes que se originam por resfriamento isotérmico	31
4. Fatores que afetam a posição das curvas em C	33
4.1 Composição química	33
4.2 Tamanho de grão da austenita	38
4.3 Homogeneidade da austenita	38
5. Endurecibilidade ou temperabilidade. Métodos para determinar a endurecibilidade	38
5.1 Método de Grossmann	39
5.2 Método Jominy	41
5.3 Severidade de resfriamento ou de têmpera. Diâmetro ideal	42
5.4 Fatores que afetam a temperabilidade	44
5.5 Faixas de temperabilidade	45
6. Resumo	46
7. Conclusões parciais	50
III - RECOZIMENTO E NORMALIZAÇÃO DOS AÇOS	51
1. Introdução	51
2. Recozimento. Objetivos e estágios do recozimento	52
2.1 Recuperação	52

2.2 Recristalização	53
2.3 Crescimento de grão	53
2.4 Fatores que afetam o recozimento	55
3. Operação de recozimento dos aços	55
3.1 Alívio de tensões	58
3.2 Considerações sobre o recozimento	60
4. Normalização	61
5. Conclusões parciais	64
IV – TÊMPERA E REVENIDO DOS AÇOS	65
1. Introdução	65
2. Têmpera	65
2.1 Considerações sobre a têmpera	67
2.2 Meios de resfriamento da têmpera	71
3. Revenido	77
3.1 Fragilidade pelo revenido	81
4. Esferoidização ou coalescimento	82
5. Conclusões parciais	84
V – TRATAMENTOS ISOTÉRMICOS	85
1. Introdução	85
2. Martêmpera	85
2.1 Meios de resfriamento da martêmpera	86
3. Austêmpera	88
3.1 Meios de resfriamento na austêmpera	90
3.2 Austêmpera modificada	90
4. Conclusões parciais	90
VI – TRATAMENTOS DE ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO	93
1. Introdução	93
2. <i>Ausforming</i>	93
3. <i>Maraging</i>	94
4. Conclusões parciais	96
VII – TRATAMENTOS DE ENDURECIMENTO SUPERFICIAL	97
1. Introdução	97
2. Têmpera superficial	97
2.1. Têmpera por chama	98
2.2 Têmpera por indução	102
2.3 Outros métodos de têmpera superficial	106
3. Revenido após a têmpera superficial	106
4. Aços para têmpera superficial	106
5. Conclusões parciais	108

VIII – TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS	109
1. Introdução	109
2. Cementação	109
2.1 Reações fundamentais na cementação	113
2.2 Aços para cementação	115
2.3 Cementação sólida ou em caixa	116
2.4 Cementação a gás	118
2.5 Cementação líquida	123
2.6 Processo carbomaag	126
2.7 Cementação seletiva	126
2.8 Tratamento térmico de peças cementadas	127
3. Nitretação	129
3.1 Nitretação a gás	130
3.2 Nitretação líquida	132
3.3 Ionitretação	136
3.4 Sulfonitretação	137
3.5 Tratamentos térmicos e aços para nitretação	139
4. Cianetação	140
5. Carbonitretação	141
6. Nitrocarbonetação ferrítica	143
7. Boretção	145
8. Conclusões parciais	145
IX – TRATAMENTO A FRIO E TRATAMENTO CRIOGÊNICO DO AÇO	147
1. Introdução	147
2. Tratamento térmico a frio	147
3. Tratamento criogênico	148
4. Conclusões parciais	148
X – PRÁTICA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS	149
1. Introdução	149
2. Aquecimento	151
2.1 Fornos de aquecimento	152
2.2 Atmosferas controladas	158
2.3 Controle do teor de carbono. Ponto de orvalho	165
3. Tensões internas, empenamento e outros defeitos	169
4. Conclusões parciais	173
XI – TRATAMENTO TÉRMICO DOS FERROS FUNDIDOS	175
1. Introdução	175
2. Ferros fundidos cinzentos. Alívio de tensões	175

2.1 Recozimento e normalização	179
2.2 Têmpera e revenido	182
2.3 Têmpera superficial	185
2.4 Tratamentos isotérmicos	186
2.5 Tratamento térmico dos ferros fundidos cinzentos ligados	187
3. Tratamento térmico dos ferros fundidos brancos	188
4. Tratamento térmico de ferros nodulares	189
5. Conclusões parciais	194

XII – TRATAMENTO TÉRMICO DOS AÇOS PARA FERRAMENTAS E MATRIZES

1. Introdução	195
2. Tratamentos térmicos	195
2.1 Recozimento	195
2.2 Alívio de tensões	198
2.3 Normalização	198
2.4 Têmpera e revenido	199
2.5 Tratamentos isotérmicos	203
2.6 Nitretação	203
3. Aços para ferramentas, matrizes e seus tratamentos específicos	203
3.1 Tratamento térmico dos aços temperáveis em água	203
3.1.1 Recozimento	203
3.1.2 Normalização	204
3.1.3 Alívio de tensões	204
3.1.4 Têmpera e revenido	205
3.2 Tratamento térmico dos aços para trabalho a frio ou indeformáveis	206
3.2.1 Recozimento	209
3.2.2 Normalização	210
3.2.3 Têmpera e revenido	210
3.3 Tratamento térmico dos aços resistentes ao choque	212
3.4 Tratamento térmico dos aços para trabalho a quente	214
3.5 Tratamento térmico de aços rápidos	219
3.5.1 Recozimento	220
3.5.2 Têmpera e revenido	220
4. Conclusões parciais	227

XIII – TRATAMENTO TÉRMICO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

1. Introdução	229
2. Tratamento térmico dos aços inoxidáveis martensíticos	229
3. Tratamento térmico dos aços inoxidáveis ferríticos	235

4. Tratamento térmico dos aços inoxidáveis austeníticos	236
5. Tratamento térmico dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação	238
5.1 Aços <i>maraging</i>	239
6. Conclusões parciais	241

XIV – TRATAMENTOS TÉRMICOS DE METAIS NÃO-FERROSOS E SUAS LIGAS

1. Introdução	243
2. Tratamento térmico das ligas de alumínio	243
2.1 Endurecimento por precipitação	244
2.2 Recozimento e alívio de tensões	246
3. Tratamento térmico das ligas de cobre	246
3.1 Homogeneização	246
3.2 Recozimento	247
4. Tratamento térmico do magnésio e suas ligas	248
5. Tratamento térmico do níquel e suas ligas	249
6. Tratamento térmico do titânio e suas ligas	251
7. Tratamento térmico de outros metais não-ferrosos e suas ligas	251
8. Conclusões parciais	252

BIBLIOGRAFIA

ÍNDICE ANALÍTICO

INTRODUÇÃO

O emprego das ligas metálicas nos vários setores da engenharia e da indústria é baseado principalmente nas suas propriedades mecânicas; ou seja, na sua capacidade de suportar as cargas a que estão sujeitas quando em serviço. Contudo, outros importantes característicos devem ser levados em consideração, tais como resistência à corrosão, resistência ao calor, propriedades elétricas e magnéticas etc.

Esses característicos e propriedades dependem grandemente da estrutura cristalina ou granular e estão intimamente relacionados com sua composição química e condições de fabricação.

Estruturas tais como "bruta de fusão", "encruada" e outras, obtidas a partir de altas temperaturas em condições variáveis de velocidade de resfriamento, conferem características mecânicas que podem se afastar dos valores considerados normais.

Desse modo, o controle da estrutura metálica passa a ser um fator decisivo para a correta seleção e aplicações dos materiais metálicos.

O meio mais seguro, mais eficiente e mais utilizado para controlar-se a estrutura desses materiais é o "tratamento térmico", o que significa que, uma vez fixada a composição química do material, o seu tratamento térmico pode determinar, em definitivo, a estrutura desejada e, em consequência, as propriedades finais.

A importância do tratamento térmico é tanto maior quando mais críticas as condições de serviço e mais complexas as ligas utilizadas. As ligas ferrosas são as mais importantes sob o ponto de vista da necessidade do tratamento térmico e dos resultados obtidos.

Contudo, determinados metais e ligas não-ferrosas, como cobre, alumínio, níquel etc. -- e suas ligas -- são submetidos a tratamentos térmicos para atingir propriedades convenientes à sua aplicação.

Por tudo isso, a prática correta do tratamento térmico é essencial para que os melhores resultados sejam alcançados e para que se tenha maior confiabilidade nas propriedades dos materiais a serem utilizados. Para melhor compreensão do que ocorre nas etapas de aquecimento e resfriamento, durante a operação de tratamento térmico das ligas ferrosas, é essencial o conhecimento das transformações alotrópicas do ferro em função da temperatura, do diagrama de equilíbrio ferro-carbono e da influência de determinados fatores sobre as chamadas "linhas de transformação" desse diagrama de equilíbrio.

Por esses motivos, a primeira parte desta obra é dedicada ao estudo dessas

ligas ferrosas, com uma abordagem especial no tratamento térmico dos aços inoxidáveis e dos aços para ferramentas e matrizes.

Igualmente, no Capítulo *Prática dos tratamentos térmicos*, o autor abordou os fundamentos básicos. A evolução da prática dos tratamentos térmicos tem sido muito grande, devido à tecnologia em constante evolução e a utilização de recursos técnicos cada vez mais desenvolvidos, sobretudo no que diz respeito às condições de aquecimento, dos fornos empregados, às atmosferas protetoras etc.

A extensa bibliografia apresentada permite aos leitores aprofundar-se no tema "prática dos tratamentos térmicos", assim como em outros setores dessa importante técnica metalúrgica.

I

LIGAS FERRO-CARBONO

1. *Introdução. Definições* – Entre as ligas metálicas, as ligas ferro-carbono são as mais importantes, porque são as mais utilizadas, quer nas condições naturais, quer quando submetidas a tratamentos térmicos. Essas operações de tratamento térmico vêm sendo aplicadas há séculos, ainda que, no início, de modo empírico.

Os aços são ainda as ligas metálicas que mais se prestam às operações de tratamento térmico, porque sua estrutura, durante essas operações, pode sofrer profundas modificações, acarretando, em consequência, propriedades de alto significado para suas aplicações na indústria e na engenharia em geral.

Os ferros fundidos, outro grupo importante de ligas ferro-carbono, reagem igualmente de modo positivo aos diversos tratamentos térmicos e tais operações estão cada vez mais comuns nessas ligas.

O elemento básico da liga Fe-C é o carbono, em teores que variam de 0,008% até 6,67%, porcentagem exata que corresponde ao composto Fe_3C .

Em função do teor de carbono, na prática as ligas mais comuns situam-se nas faixas aproximadas de:

aços 0,05% até 1,50% de C e
ferros fundidos 2,50% até 4,00% de C

O estudo das transformações estruturais que ocorrem nessas ligas, em condições diferentes de velocidade de resfriamento, depois de solidificadas, constitui a primeira parte desta obra.

2. *Alotropia do ferro* – O ferro é um elemento cuja forma ou reticulado cristalino é cúbico. Caracteriza-se esse elemento pelo fato de apresentar o fenômeno de alotropia ou polimorfismo, ou seja a capacidade de possuir diferentes formas cristalinas cúbicas, como a Figura 1 mostra:

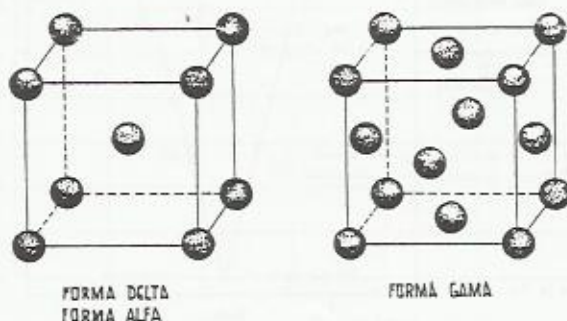


Fig. 1 - Reticulados cristalinos do ferro

São elas: ferro cúbico centrado e ferro cúbico de face centrada. Ao ferro cúbico centrado – com átomos de ferro em cada vértice do cubo e um átomo no seu centro – correspondem as formas alotrópicas chamadas "delta" e "alfa". Ao ferro cúbico de face centrada – com átomos de ferro nos vértices e nos centros das faces do cubo – corresponde a forma alotrópica chamada "gama". Nessa última forma o centro do cubo está livre.

A forma delta aparece no momento que o ferro solidifica e permanece até a temperatura de 1 394 °C. Nesse instante, em consequência de forças atômicas, ocorre uma redistribuição dos átomos no reticulado cúbico que passa à forma alotrópica gama, a qual permanece até a temperatura de 912 °C.

Nessa temperatura, verifica-se nova redistribuição dos átomos de ferro no reticulado cúbico, que volta a apresentar a forma cúbica centrada, correspondente agora à forma alotrópica alfa, a qual persiste até a temperatura ambiente.

As transformações alotrópicas provocam mudanças de energia, quer durante o resfriamento, quer durante o aquecimento do ferro, como aliás ocorre na sua solidificação ou na sua fusão.

Esses fenômenos produzem descontinuidades nas curvas de resfriamento e de aquecimento, as quais são apresentadas graficamente por "paradas", a uma temperatura constante, enquanto acontece a transformação, conforme está indicado na Figura 2. Cada "parada" é representada pela letra "a" (do francês *arret*). No resfriamento, a letra "A" é acompanhada do índice "r" (do francês *refroidissement*) e no aquecimento pelo índice "c" (do francês *chauffage*).

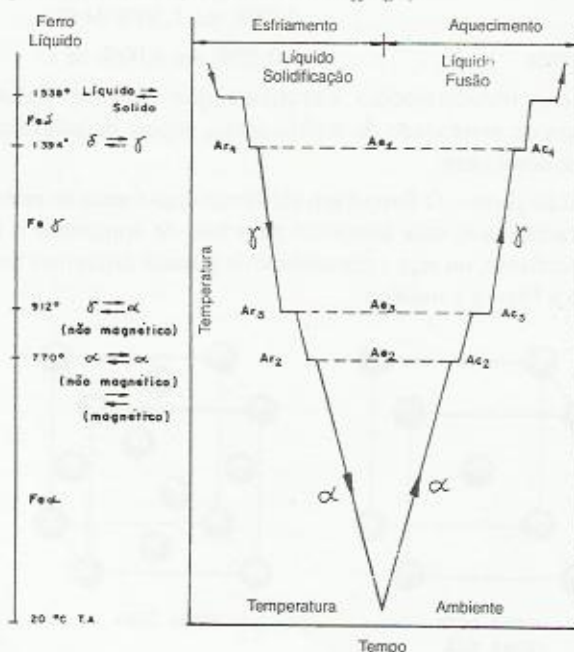


Fig. 2 – Transformações alotrópicas do ferro

A 770 °C verifica-se igualmente uma parada que antes se considerava corresponder a uma outra transformação alotrópica do reticulado cúbico, resultando numa forma a que se tinha atribuído a designação 'beta'. Posteriormente, verificou-se que a essa temperatura correspondia um comportamento magnético do ferro, ou seja a 770 °C esse metal começa a comportar-se ferromagneticamente. O ponto equivalente a 770 °C é chamado "ponto Curie".

Uma propriedade importante da forma alotrópica gama do ferro é que ela pode manter em solução quantidades apreciáveis de carbono; ao contrário a forma alfa só dissolve quantidades insignificantes de carbono.

Os fenômenos descritos são fundamentais, pois determinam importantes transformações de fases durante as etapas de aquecimento e resfriamento nos tratamentos térmicos das ligas Fe-C, transformações essas que são responsáveis pelas propriedades finais alcançadas nessas operações.

3. *Diagrama de equilíbrio ferro-carbono* – Para o estudo do comportamento das ligas metálicas durante o resfriamento a partir do estado líquido, lança-se mão, como se sabe dos diagramas de equilíbrio.

O diagrama de equilíbrio da liga Fe-C está representado na Figura 3⁽¹⁾.

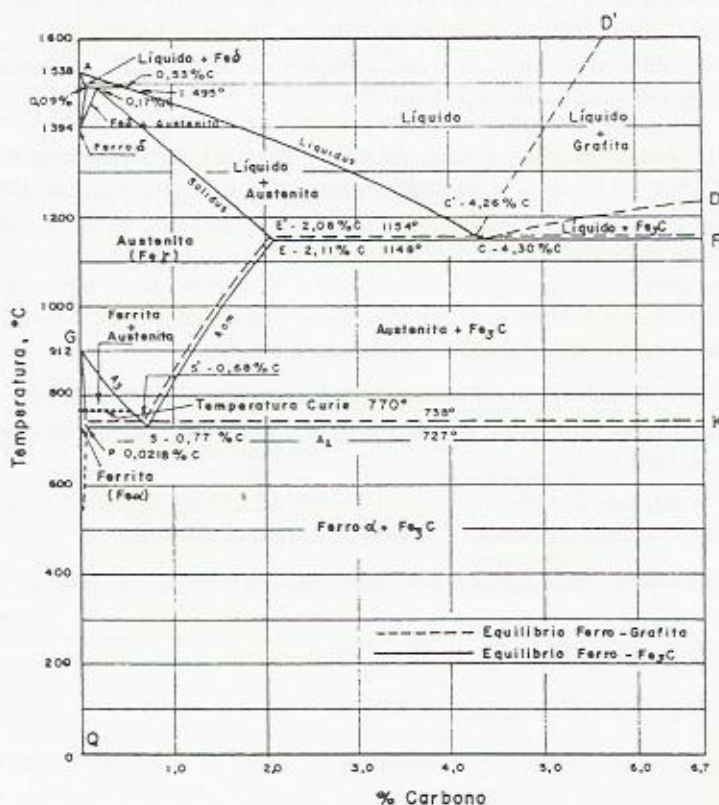


Fig. 3 — Diagrama de equilibrio ferro-carbono

A figura mostra o diagrama completo, abrangendo o grupo dos aços – de 0,008% de C a 2,11% de C e – o grupo dos ferros fundidos – de 2,11% a 6,67% de C. Essa última porcentagem corresponde ao carboneto de ferro Fe_3C , denominado "cementita".

Na região compreendida entre as linhas A_3 , A_{cm} e *solidus* está presente o ferro gama, que mantém em solução o carbono, até o máximo de 2,11% à temperatura de 1 148 °C. Essa solução sólida corresponde ao constituinte chamado "austenita".

Uma observação importante pode desde já ser feita: a presença de carbono amplia a faixa de temperaturas em que o ferro gama está presente.

O ponto C no diagrama, com 4,30% de C e à temperatura de 1 148 °C, corresponde ao ponto "eutético". As ligas que obedecem a esse teor de carbono são os "ferros fundidos eutéticos".

Na parte superior do diagrama, nota-se uma região, de pequena importância prática, em que está presente a forma alotrópica delta do ferro.

As zonas mais importantes do diagrama de equilíbrio Fe-C são a austenítica e as chamadas "zonas críticas", localizadas entre as "linhas de transformação" A_1 , A_3 e A_{cm} . Nessas últimas ocorrem as transformações da austenita no resfriamento e a reposição da austenita no aquecimento.

3.1. Transformações na faixa dos aços – Na faixa correspondente aos aços – entre 0,008% e 2,11% de C – no resfriamento lento, a austenita se transforma paulatinamente dentro da zona crítica (entre as linhas A_1 e A_3) em "ferrita" e "perlita" no caso dos aços hipoeutetóides (de 0,008% a 0,77% de C), ou apenas em "perlita" (aços eutetóides, com 0,77% de C) ou em "cementita" e "perlita" (aços hipereutetóides – 0,77% a 2,11% de C). Uma vez formados, esses constituintes permanecem, da linha inferior de transformação A_1 , até a temperatura ambiente.

As transformações se repetem em sentido oposto, ao aquecer o aço.

No caso do ferro puro, ocorre somente a transformação do ferro gama em ferro alfa ou ferrita.

A quantidade dos constituintes que estão presentes nos vários tipos de aços pode ser estimada pela aplicação da conhecida regra da alavanca.

Por exemplo, para um aço hipoeutetóide com 0,50% de C, tem-se:

$$\% \text{ de ferrita} = 100 \cdot \frac{0,77 - 0,50}{0,77 - 0} = 35\% \text{ e}$$

$$\% \text{ de perlita} = 100 \cdot \frac{0,50 - 0}{0,77 - 0} = 65\%$$

No caso do aço eutetóide, ou seja a composição estrutural da perlita é a seguinte:

$$\% \text{ de ferrita} = 100 \cdot \frac{6,67 - 0,77}{6,67 - 0} = 88,5\% \text{ e}$$

$$\% \text{ de cementita} = 100 \cdot \frac{0,77 - 0}{6,67 - 0} = 11,5\%$$

Para um aço hipereutetóide com 1,25% de carbono, tem-se:

$$\% \text{ de cementita} = 100 \cdot \frac{1,25 - 0,77}{6,67 - 0,77} = 8,1\% \text{ e}$$

$$\% \text{ de perlita} = 100 \cdot \frac{6,67 - 1,25}{6,67 - 0,77} = 91,9\%$$

A cementita não apresenta reticulado cúbico como os dos ferros gama e alfa. Seu reticulado é ortorrômbico, com 12 átomos de ferro e 4 átomos de carbono localizados nos interstícios dos átomos de ferro⁽²⁾.

As propriedades dos constituintes normais (ou seja, obtidos em condições de resfriamento lento) estão indicadas na Tabela 1, de acordo com Saveur⁽¹⁾.

A ferrita é muito dúctil, mole e com resistência relativamente baixa.

A cementita é muito dura, por isso muito frágil e sua resistência mecânica é extremamente baixa, exatamente devido sua fragilidade, o que torna inclusive problemática a sua determinação.

TABELA Nº 1

Propriedades mecânicas dos microconstituintes dos aços

Constituinte	Limite de resistência à tração		Alongamento em 2" %	Dureza Brinell
	kgf/mm ²	MPa		
Ferrita	35	340	cerca de 40	90
Perlita	85	830	cerca de 10	250-300
Cementita	3	30	0	650

A perlita apresenta, na média, as melhores propriedades, embora nela estejam presentes 11,5% de cementita. Contudo, a combinação dos dois constituintes da perlita – ferrita e cementita – altera o comportamento da perlita sob o ponto de vista da resistên-

cia mecânica, a qual, ao contrário do que se poderia esperar, aumenta desde que a quantidade de cementita não ultrapasse a porcentagem mais ou menos correspondente à do eutetóide. Se isso acontecer, a resistência já é afetada, como aliás, pode ser verificado pelo exame da Tabela 2⁽³⁾ que mostra a variação das propriedades dos aços em função do teor de carbono (portanto, com a quantidade de cementita) e da Figura 4⁽⁴⁾ que constitui uma representação gráfica aproximada dos dados contidos na Tabela 2.

As Figuras 5, 6, 7 e 8 mostram aspectos micrográficos dos constituintes dos aços.

TABELA Nº 2

Propriedades mecânicas e aços esfriados lentamente, em função do teor de carbono

Carbono %	Limite de escoamento		Limite de resistência à tração		Alongamento em 2" %	Estricção %	Dureza Brinell
	kgf/mm ²	MPa	kgf/mm ²	MPa			
0,01	12,5	125	28,5	275	47	71	90
0,20	25,0	250	41,5	405	37	64	115
0,40	31,0	300	52,5	515	30	48	145
0,60	35,0	340	67,0	660	23	33	190
0,80	36,5	355	80,5	785	15	22	220
1,00	36,5	355	75,5	745	22	26	195
1,20	36,0	350	71,5	705	24	39	200
1,40	35,0	340	69,5	685	19	25	215

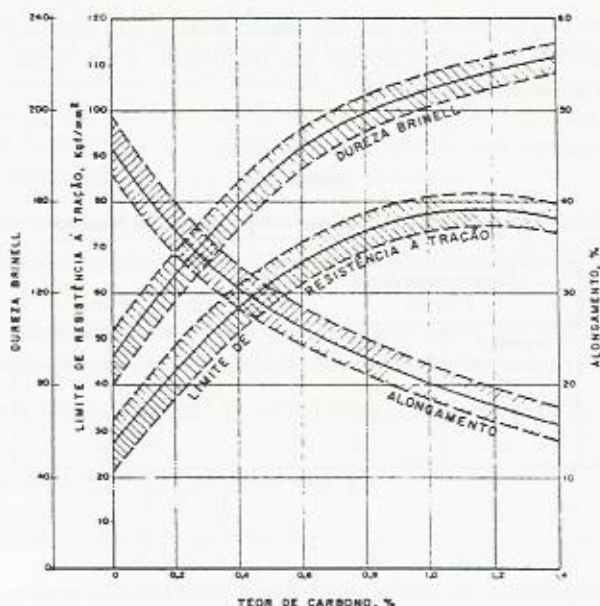


Fig. 4 — Representação gráfica da influência do teor de carbono sobre as propriedades mecânicas dos aços



Fig. nº 5 — Aspecto micrográfico da perlita: aço eutetóide. Ataque com reativo de nital. Ampliação: 1000 vezes. Estrutura lamelar, as linhas escuras correspondendo à cementita e as claras à ferrita, a qual, na realidade, é uma fase contínua no fundo. A constituição lamelar só é visível com grandes aumentos; com aumentos da ordem de 100 ou 200 vezes, a perlita é evidenciada por uma área escura.

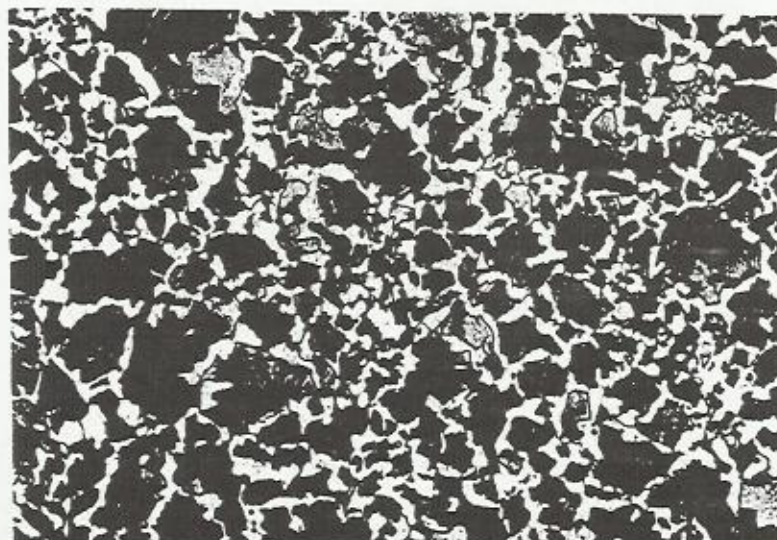


Fig. 6 — Aspecto micrográfico de aço hipoeutetóide. Ataque com reativo de nital. Ampliação: 200 vezes. As áreas brancas são de ferrita e as escuras de perlita.

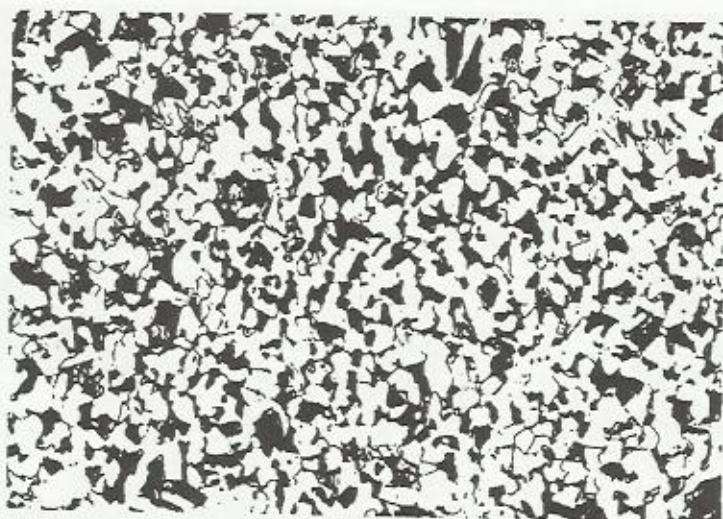


Fig. 7 – Aspecto micrográfico de aço hipoeutetóide com cerca de 0,3% de carbono. Ataque: reativo de nital. Ampliação: 200 vezes.

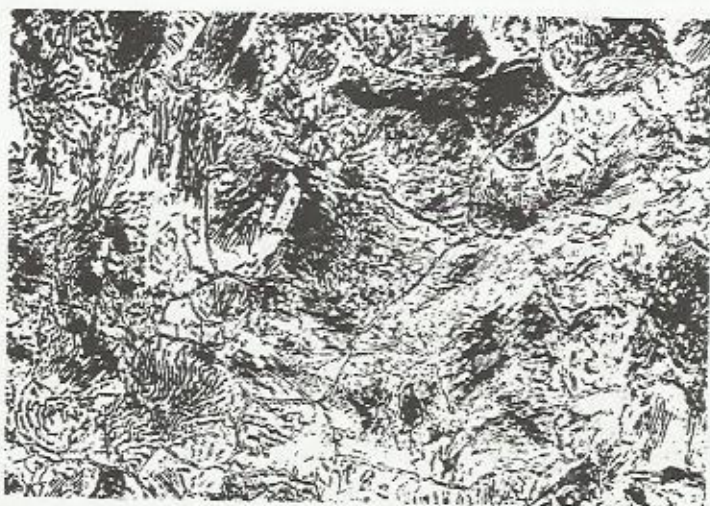


Fig. 8 – Aspecto micrográfico de aço hipereutetóide. Ataque: reativo de picral. Ampliação: 200 vezes. A cementita está disposta em torno dos grãos de ferrita.

3.2. *Transformações na faixa dos ferros fundidos* – Se se considerar apenas a liga binária Fe-C, as ligas correspondentes aos ferros fundidos – 2,11% C a 6,67% C – possuem pequena importância prática, porque os altos teores de carbono originam uma elevada quantidade de cementita, resultando em excessivas dureza e fragilidade. São os chamados "ferros fundidos brancos".

Os ferros fundidos de grande aplicação são aqueles em que se adiciona silício em proporções acima das que se encontram normalmente nos aços comuns. São ligas

ternárias Fe-C-Si correspondentes aos "ferros fundidos cinzentos". Essas ligas serão estudadas mais adiante.

No diagrama binário de equilíbrio (Figura 3), os ferros fundidos, ao ultrapassar a linha *solidus*, apresentam os constituintes austenita e cementita.

O eutético – 4,30% C – é chamado "ledeburita" e é, pois, constituído de austenita e cementita.

Os ferros fundidos hipoeutéticos – 2,11% C a 4,30% C – serão, pois, constituídos de austenita e ledeburita e os hipereutéticos – 4,30% C a 6,67% C – de ledeburita e cementita.

Ao ultrapassar a linha inferior de transformação A_1 , a austenita transforma-se em perlita, de modo que, à temperatura ambiente, esses materiais apresentam a seguinte constituição estrutural:

- ferros fundidos eutéticos – ledeburita (glóbulos de perlita sobre um fundo de cementita);
- ferros fundidos hipoeutéticos – ledeburita e perlita
- ferros fundidos hipereutéticos – longos cristais de cementita sobre um fundo de ledeburita.

A presença de excessiva quantidade de cementita pode originar valores de dureza Brinell superior a 600, o que limita a utilização desses materiais, como já foi mencionado.

As Figuras 9, 10 e 11 mostram os aspectos micrográficos dos materiais eutético, hipoeutético e hipereutético respectivamente:

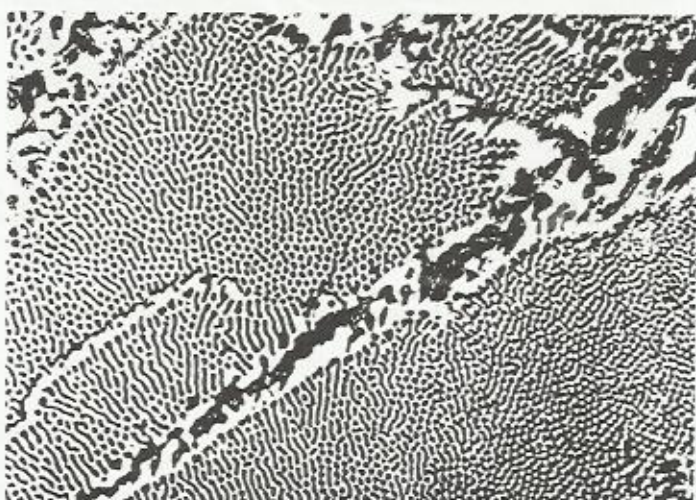


Fig. 9 – Aspecto micrográfico da ledeburita, constituinte presente no ferro fundido branco eutético: glóbulos de perlita sobre um fundo de cementita. Ataque: picral. Aumento: 530 vezes.



Fig. 10 – Aspecto micrográfico de ferro fundido hipoeutético, mostrando dendritas de perlita, áreas pontilhadas constituídas de ledeburita e algumas áreas brancas constituídas de cementita. Ataque: picral. Ampliação: 100 vezes.



Fig. 11 – Aspecto micrográfico de ferro fundido branco hipereutético, mostrando cristais longos de cementita sobre um fundo de ledeburita. Ataque: picral. Aumento: 530 vezes.

4. *Efeito do aquecimento e do resfriamento na posição das linhas de transformação* – Existe uma pequena diferença entre a posição das linhas de transformação quando se resfia ou se aquece o aço. A linha A_1 , mostrada na Figura 3, é a média entre a curva de resfriamento que se localiza ligeiramente abaixo e a curva de aquecimento que se localiza ligeiramente acima.

A Figura 12 ilustra esse fato. As linhas A_{r1} , A_{r3} e A_{rcm} (do francês *refroidissement*) correspondem à sua posição no resfriamento e as linhas A_{c1} , A_{c3} e A_{cm} correspondem à sua posição no aquecimento.

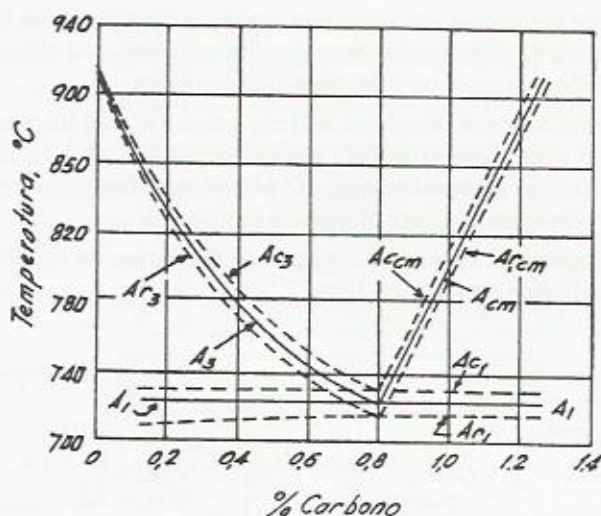


Fig. 12 – Efeito do estriamento e do aquecimento nas temperaturas de transformação

Contudo, essa diferença não afeta a prática dos tratamentos térmicos dos aços, quando se objetiva aquecer e resfriar para obter os constituintes normais.

5. *Efeito dos elementos de liga nas zonas austenítica e crítica* – A influência dos elementos de liga no diagrama de equilíbrio Fe-C é muito maior que no caso anterior, fato que deve ser cuidadosamente analisado no tratamento térmico dos aços ligados.

Os elementos de liga, ao serem adicionados à liga Fe-C, assumem tendências diversas, como a Tabela 3⁽⁵⁾ mostra:

TABELA Nº 3

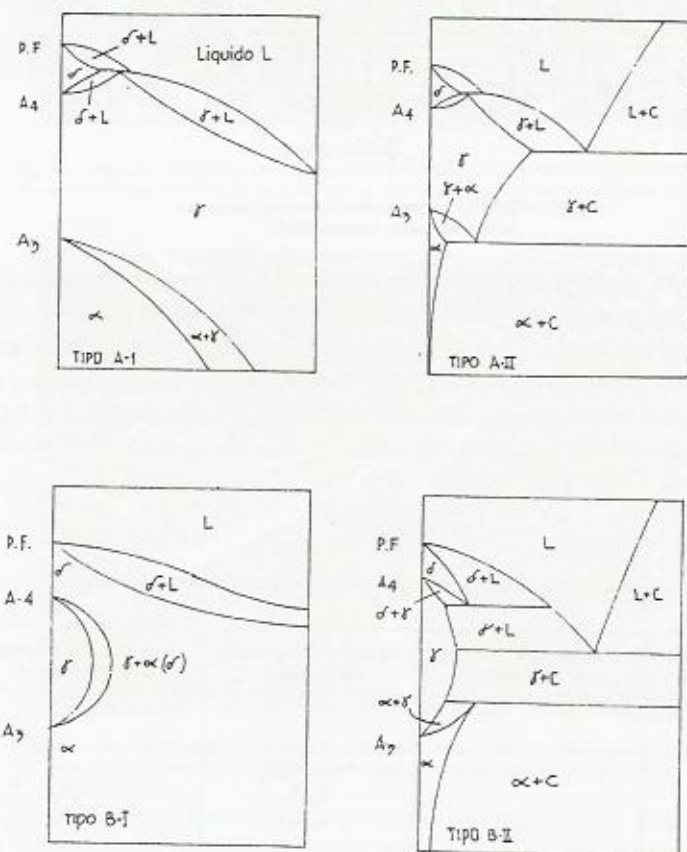
Tendência da distribuição dos elementos de liga nos aços estriados lentamente

Dissolvidos na ferrita	Combinados na forma de carbonetos	Na forma de inclusões não metálicas	Na forma de compostos intermetálicos
N			
Ni			
Si		$\text{SiO}_2 \cdot \text{M}_x\text{O}_y$	
Al		Al_2O_3	Al_xN_y
Zr		ZrO_2	Zr_xN_y
Cu			
P			
Mn (forte)	Mn (fraca)	$\text{MnS}, \text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$	
Cr (forte)	Cr (moderada)	Cr_xO_y	
W (fraca)	Cr (moderada)		
Mo (fraca)	Mo (moderada)		
V (muito fraca)	V (forte)	V_xO_y	V_xN_y
Ti (muito fraca)	Ti (forte)	Ti_xO_y	$\text{Ti}_x\text{N}_y\text{C}_z \cdot \text{Ti}_x\text{N}_y$
Nb (muito fraca)	Nb (forte)		

Verifica-se que alguns dos elementos tendem a dissolver-se na ferrita apenas; outros dissolvem-se tanto na ferrita como formam carbonetos; há elementos que formam inclusões não-metálicas ou compostos intermetálicos.

Geralmente, todos se dissolvem no ferro gama. De qualquer modo, a principal consequência desse comportamento dos elementos de liga é a modificação das faixas de temperaturas de transformação. O próprio carbono, como se viu, altera a temperatura de passagem da forma alotrópica gama a alfa.

Em consequência, surgem novos tipos de diagramas de equilíbrio das ligas Fe-C, como está ilustrado na Figura 13⁽⁶⁾.



1)

Fig. 13 - Dois tipos possíveis - A e B - com as correspondentes sub-divisões - I e II - de diagramas de equilíbrio das ligas de ferro

Os diagramas superiores A referem-se aos elementos de liga chamados "estabilizadores da austenita". O grupo I compreende os elementos de liga que ampliam a faixa de temperatura para austenita estável: resulta rebaixamento de transformação

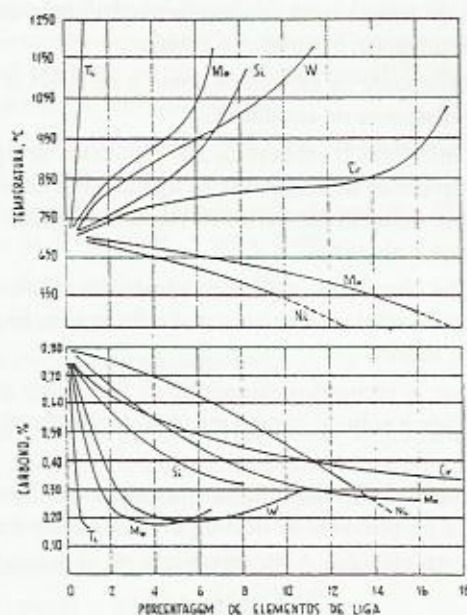


Fig. 14 – Efeito de elementos de liga sobre o teor de carbono e a temperatura do eutetóide

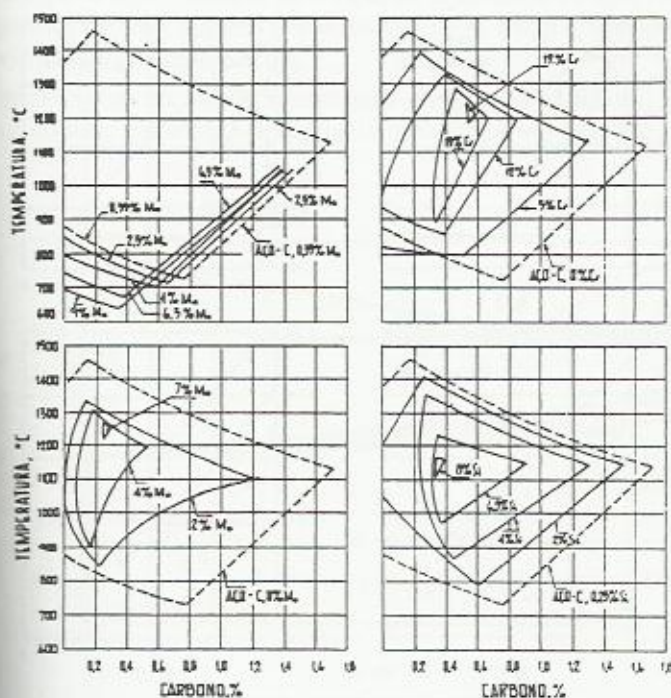


Fig. 15 – Efeito de certos elementos de liga sobre o campo austenítico

gama-alfa e elevação da temperatura de transformação gama-delta. Entre esses elementos, situam-se o manganês, o níquel e o cobalto.

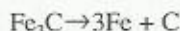
O grupo II compreende os elementos como o carbono, o zinco e o nitrogênio que tornam estável o diagrama de equilíbrio.

Os diagramas inferiores B referem-se aos elementos de liga estabilizadores da ferrita. O grupo I compreende os elementos de liga que estreitam a faixa austenítica, até fazê-la praticamente desaparecer. Inclui os elementos silício, cromo, molibdênio, fósforo, vanádio, titânio e alumínio.

O grupo II inclui elementos que foram compostos intermetálicos ou constituintes outros que soluções sólidas de ferro gama e ferro alfa. Exemplos: tântalo, zircônio, boro, enxofre e nióbio.

Especificamente, o efeito dos elementos de liga sobre o teor de carbono e a temperatura do eutetóide e sobre o campo austenítico são mostrados nas Figuras 14 e 15(7).

6. *Liga ternária Fe-C-Si* – Essa liga corresponde aos "ferros fundidos cinzentos". O silício possui a propriedade de decompor o carboneto Fe_3C que se apresenta em teores apreciáveis nessas ligas. A decomposição dá-se segundo a seguinte reação:



e é favorecida por um resfriamento muito lento.

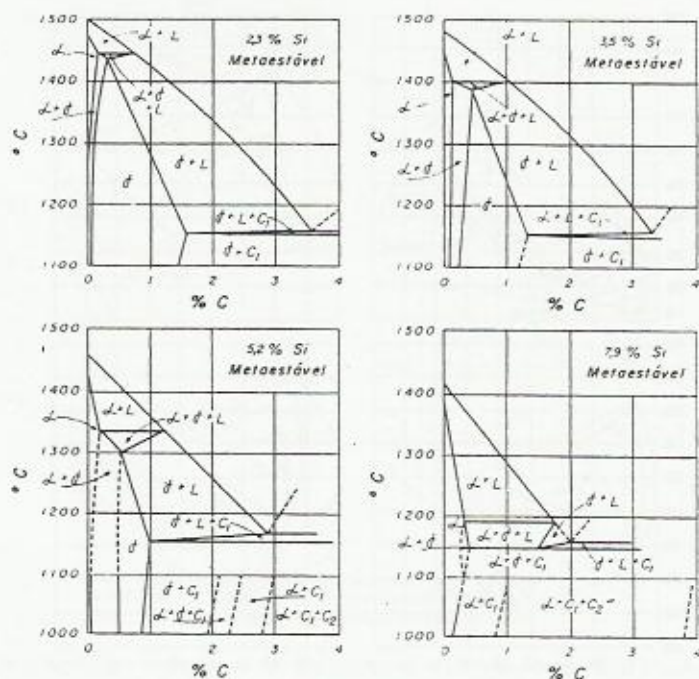


Fig. 16 – Diagramas de equilíbrio meta-estáveis Fe-C-Si para quatro diferentes teores de silício

O carbono livre formado se apresenta sob a forma de "grafita", em lâminas alongadas que são denominadas "veios" e que se distribuem ao longo da estrutura básica da liga, a qual pode ser ferrita ou perlita ou perlita mais ferrita com, eventualmente, alguma cementita não decomposta.

O estudo do diagrama ternário Fe-C-Si é facilitado pelo estudo de secções para diferentes teores de silício.

A Figura 16⁽⁸⁾ mostra, para temperaturas acima de 1 000 °C, quatro secções para teores de silício de 2,3%, 3,5%, 5,2% e 7,9%.

Os seguintes efeitos podem ser notados:

- a composição do eutético diminui à medida que aumenta o teor de silício e
- a reação do eutético ocorre num intervalo de temperatura que aumenta com o aumento do teor de silício.

Assim, o silício é um elemento que exerce importante influência na composição do eutético. Por isso, considerou-se conveniente criar-se o conceito de "carbono equivalente", o qual combina a influência dos elementos carbono e silício sobre a composição do eutético.

O "carbono equivalente" é representado pela seguinte equação:

$$\text{carbono equivalente} = \%C + 1/3\% \text{ Si}$$

Se o carbono equivalente de um ferro fundido, obtido pela equação acima, equivale a 4,3%, a liga é eutética. Se o carbono equivalente da liga, em função das percentagens de carbono e silício, for inferior a 4,3%, a liga é hipoeutética e se for superior a 4,3% a liga é hipereutética.

Quando a liga apresenta porcentagens apreciáveis de fósforo (o que não é incomum nos ferros fundidos), seu carbono equivalente é representado pela equação:

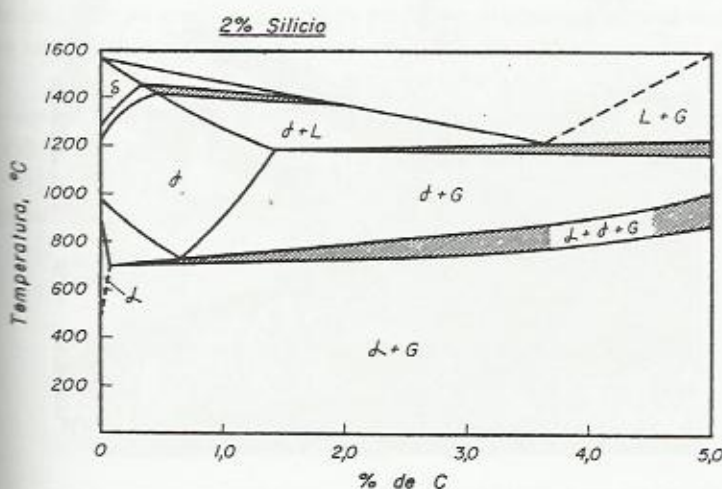


Fig. 17 - Secção vertical do sistema Fe-C-Si a um teor constante de 2,0% de silício

$$\text{carbono equivalente} = \%C + 1/3 (\%Si + \%P)$$

A Figura 17 representa um diagrama de equilíbrio completo Fe-C-Si, para um teor de silício constante de 2%.

Existem áreas, indicadas em hachurado, de três fases; uma dessas fases é a grafita.

O que se pode concluir do estudo desse diagrama, ao compará-lo com o dia-



Fig. 18 - Microestrutura de ferro fundido cinzento do tipo hipoeutético, mostrando veios de grafita e mais os constituintes perlita e ferrita. Ataque: picral. Ampliação: 100 vezes.



Fig. 19 - Estrutura de ferro fundido cinzento apresentando grandes veios de grafita; nota-se também a presença de um eutético complexo rico em fósforo e algumas inclusões; a matriz é perlítica. Ataque: picral. Aumento: 100 vezes.

grama binário Fe-C, é o fato de que, se nesse último, acima das linhas de transformação, ocorre a presença de ferro gama (austenita) e carboneto de ferro, no diagrama da Figura 17, em que a liga possui 2% de silício, essa região é caracterizada pela presença de austenita e de grafita, originada da decomposição do carboneto. Desse modo, sob o ponto de vista de aquecimento para tratamento térmico, poucas mudanças ocorrerão em função de presença de silício, desde que as temperaturas de austenitização sejam corretamente escolhidas.

As Figuras 18 e 19 mostram estruturas de ferro fundido cinzento, com os veios de grafita bem nítidos.

7. *Conclusões parciais* – O conhecimento do diagrama do equilíbrio Fe-C permite fazer, imediatamente, as seguintes considerações:

- no aquecimento das ligas ferro-carbono, a escolha da temperatura de aquecimento deve levar em conta a necessidade ou não de produzir transformações de fases;

- ao determinar a temperatura adequada de aquecimento, assim como o tempo à temperatura, deve-se levar em conta o fato de que quanto mais elevada for a temperatura ou mais longo o tempo de permanência da liga à temperatura, pode ocorrer um crescimento dos grãos, o que prejudica a qualidade do produto;

- para obtenção, pela transformação da austenita, dos constituintes normais, é necessário resfriamento lento; qualquer velocidade que rompa as condições de equilíbrio resulta em outras transformações e não as que produzem a ferrita, a perlita ou a cementita;

- a presença de elementos de liga altera o campo austenítico e a posição das linhas de transformação, resultando em novas temperaturas de aquecimento para que ocorram ou não transformações de fases;

- na faixa do diagrama de equilíbrio correspondente aos ferros fundidos, a liga resultante tem uma aplicação prática muito restrita; na verdade, os ferros fundidos mais empregados são ligas ternárias, em que além do carbono, está presente o silício e

- nessas condições, o diagrama de equilíbrio binário Fe-C fica alterado pela presença do silício e as reações que ocorrem na solidificação e resfriamento levam à decomposição do Fe_3C , formando-se carbono livre, na forma de grafita, que modifica totalmente o comportamento mecânico das ligas correspondentes.

II

TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA

1. *Introdução* – No decênio de 30, do século 20, dois pesquisadores metalúrgicos Davenport e Bain⁽⁹⁾ desenvolveram um método para verificar as transformações da austenita que podem ocorrer quando o aço é resfriado a determinadas temperaturas, abaixo da linha de transformação A_1 e ali mantido a temperaturas constantes de modo a poder-se verificar o tempo necessário para que a transformação se inicie a termine. Essa técnica foi denominada "transformação isotérmica".

2. *Curvas em C ou TTT* – O aumento da velocidade de resfriamento altera as condições de equilíbrio do diagrama Fe-C e, portanto, as condições de formação dos constituintes normais resultantes da transformação da austenita. Essa formação é baseada na mudança do reticulado cristalino do ferro, de gama e alfa, ou seja, numa movimentação de átomos por difusão.

Admite-se que com maiores velocidades de resfriamento, a transformação da austenita se realiza a temperaturas cada vez mais baixas, ou seja, há um rebaixamento paulatino das linhas de transformação.

Na realidade, o que ocorre é um fenômeno de inércia próprio de certos fenômenos físicos, resultando um atraso da transformação da austenita, o que pode ser traduzido por um atraso na reação de transformação da austenita.

Os microconstituintes resultantes de um aumento da velocidade de resfriamento adquirem feições diferentes: inicialmente, eles passam a apresentar granulação mais fina, com características próprias e que afetam, de outro modo, as propriedades dos aços. Aumentando mais a velocidade de resfriamento surge, junto com os constituintes normais, um novo microconstituente – a "martensita" – de estrutura totalmente diferente e, em consequência, de propriedade totalmente nova.

Finalmente, haverá uma velocidade de resfriamento para a qual os constituintes normais desaparecem e o único microconstituente resultante da transformação da austenita será a "martensita".

Uma curva de reação isotérmica, para um aço eutetóide resfriado bruscamente da temperatura de austenitização até 600 °C, está representado na Figura 20:

O progresso de transformação da austenita de um aço eutetóide está indicado esquematicamente na Figura 21.

Realizando-se a experiência para faixas diversas de temperatura, abaixo da linha de transformação, tem-se traçado um diagrama de "transformação isotérmica", como indica a Figura 22, para um aço eutetóide:

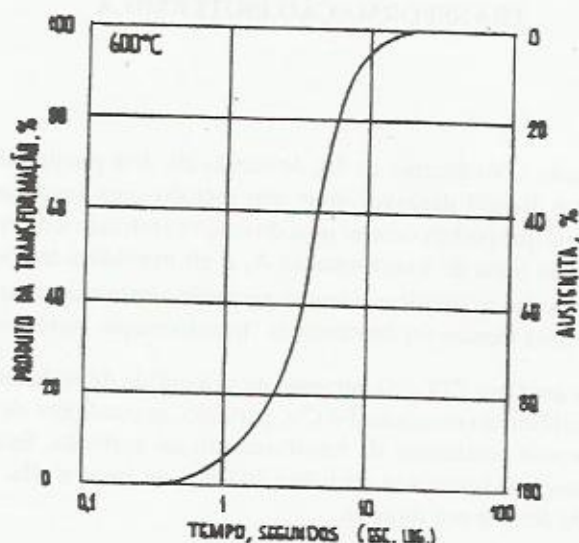


Fig. 20 - Curvas de reação isotérmica, a 600°C, correspondente à transformação da austenita em perlita (aço eutetóide)

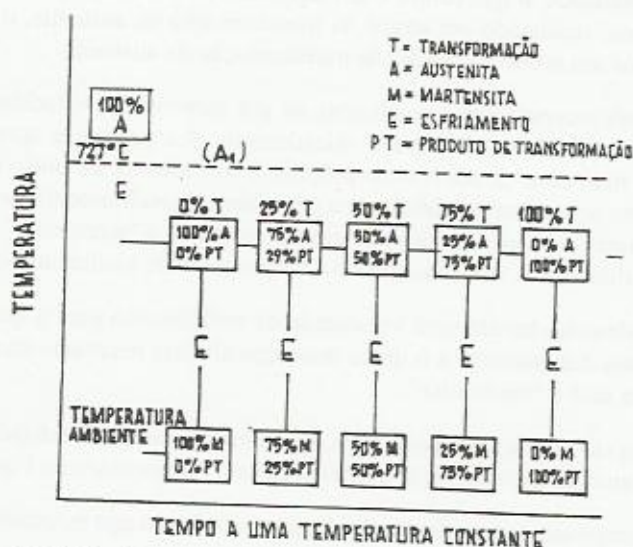


Fig. 21 - Representação esquemática do progresso da transformação da austenita a uma temperatura constante abaixo da crítica

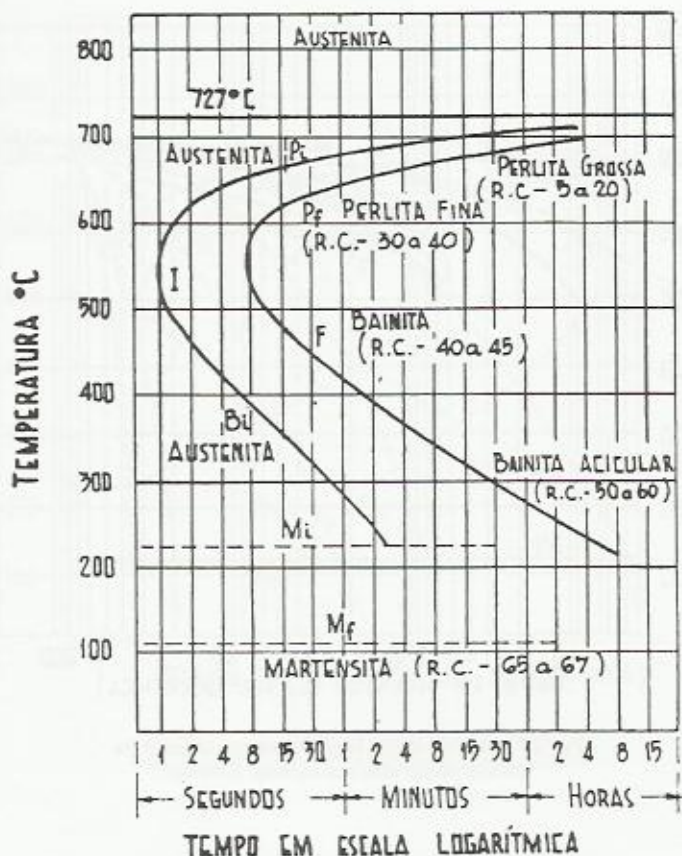


Fig. 22 – Diagrama de transformação isotérmica de um aço eutetóide

Esse diagrama é também chamado em "C" (devido à forma das curvas) ou TTT (de "transformação-temperatura-tempo"). A curva I marca o início da transformação da austenita e a curva F marca o fim. As linhas M_i e M_f horizontais marcam o início e o fim de formação da martensita. Essa transformação só depende da temperatura, o que significa que, uma vez iniciada a formação da martensita, ela só continua e termina se houver queda da temperatura, independentemente do tempo de permanência à temperatura.

Normalmente, na maioria dos tratamentos térmicos, o resfriamento é contínuo e não isotérmico. Por esse motivo, foram traçadas curvas TTT semelhantes para resfriamento contínuo, as quais se localizam pouco abaixo das curvas para resfriamento isotérmico como a Figura 23 mostra:

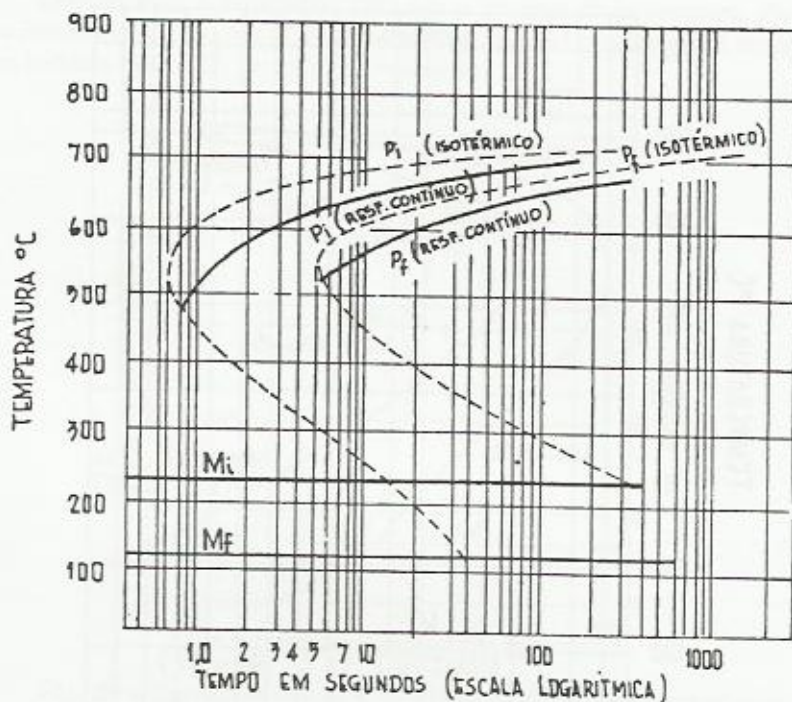


Fig. 23 – Representação esquemática do diagrama de transformação para resfriamento contínuo

Está claro que no diagrama para resfriamento contínuo, a parte inferior das curvas em C (abaixo do "cotovelo" ou "joelho") não tem mais significado, pois uma vez ultrapassadas as curvas superiores, a transformação da austenita cessou.

As linhas M_i e M_f permanecem, para indicar a formação da martensita com as maiores velocidades de resfriamento.

As diferenças entre os diagramas isotérmico e para resfriamento contínuo não são muito sensíveis, de modo que os primeiros são geralmente empregados para projetar os tratamentos térmicos usuais.

A Figura 24 representa esquematicamente a superposição de curvas de resfriamento, aplicadas nos tratamentos térmicos usuais, no diagrama de transformação para resfriamento contínuo.

A curva de velocidade de resfriamento indicada com a letra E corresponde à "velocidade crítica de resfriamento", porque através dela obtêm-se a martensita, não havendo necessidade de adotar-se velocidades maiores.

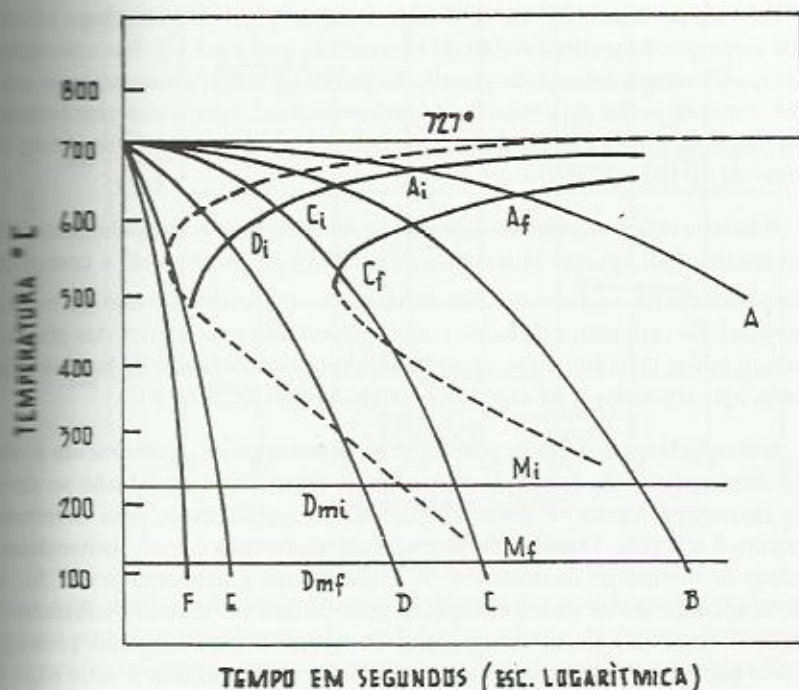


Fig. 24 - Superposição de curvas de resfriamento no diagrama de transformação para resfriamento contínuo

3. *Microconstituintes que se originam por resfriamento isotérmico* - A Figura 24 indica os microconstituintes obtidos pela transformação da austenita em resfriamento isotérmico.

Todos esses constituintes - com exceção da bainita - são obtidos por resfriamento contínuo: perlita grossa, curva A; perlita mais fina, curvas B e C; martensita, curvas E e F da Figura 24.

A bainita é obtida, na maioria dos casos, por resfriamento isotérmico, abaixo do joelho ou cotovelo das curvas em C normais, entre 500 °C e 200 °C (Figura 22).

Esse constituinte é, de certo modo, semelhante à perlita, pois não passa de uma mistura das fases ferrita e cementita.

Contudo, ao passo que na perlita, a ferrita e a cementita estão dispostas em arranjo lamelar, na bainita a ferrita pode aparecer, como na martensita, em placas finas e estreitas, contendo uma estrutura de discordância. Pode-se, assim, admitir que a formação da bainita envolve mecanismos de difusão e cisalhamento.

Há duas principais formas de bainita: a superior que se forma logo abaixo da faixa de formação da perlita (abaixo do cotovelo da curva em C). Sua coloração, ao microscópio, é escura (ataque de picral). As placas de ferrita apresentam-se em feixes com forma de penas. As partículas de carboneto dessa bainita superior formam-se entre as placas de ferrita e tendem a ser alongadas. A sua dureza é relativamente baixa (em torno de 40 RC a 45 RC).

A bainita inferior forma-se próximo às temperaturas correspondentes à linha M_s . Ao microscópio aparece igualmente com coloração escura e ela é composta de grandes placas e é freqüentemente caracterizada como acicular (do mesmo modo que a martensita). Os carbonetos da bainita inferior formam-se no interior das placas e se apresentam muito mais finos que os da bainita superior. A dureza da bainha inferior é elevada, aproximando-se da dureza da martensita (50 RC a 60 RC).

A formação da martensita consiste num mecanismo de cisalhamento e não de difusão, característico da formação da perlita. A inexistência de difusão se deve ao fato da martensita formar-se somente quando, no resfriamento, uma determinada temperatura é atingida. O início de formação da martensita é, pois, instantâneo e a quantidade de martensita formada cresce à medida que a temperatura cai. Se, após uma certa quantidade de transformação, a temperatura for mantida constante, não prossegue a formação desse constituinte. Para que a transformação prossiga, é necessário que a temperatura volte a cair até que seja ultrapassada a linha M_s .

A forma da martensita depende do teor de carbono do aço (Figura 25)⁽¹⁰⁾. Nos aços de baixo a médio-carbono, as placas de martensita se caracterizam por pequena largura, tendo essa forma levado alguns estudiosos a chamá-la de "martensita em ripas"*. Trata-se de uma estrutura mais fina, a qual, contudo, mantém a característica acicular⁽¹⁰⁾.

Nos aços de alto-carbono, as placas são mais largas e a denominação seria "martensita em placas"*. Nesse caso, a martensita se apresenta com estrutura mais grosseira, mantido ainda o característico acicular.

A martensita tem sido considerada uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro alfa; essa supersaturação provoca uma distorção do reticulado cúbico centrado, que resulta na extrema dureza possuída pela martensita.

Na realidade, um átomo de carbono em solução intersticial no ferro alfa, transforma o reticulado na sua vizinhança imediata, em reticulado tetragonal, em vez de cúbico. Admite-se que essa tetragonalidade se deva ao fato de um átomo de carbono posicionar-se na aresta do cubo entre os átomos de ferro localizados no vértice, como mostra a Figura 25:

Os pontos pretos da figura representam posições que podem ser ocupadas pelos átomos de carbono. Essa localização seria devida ao fato de que o centro do cristal já está ocupado por um átomo de ferro. O resultado dessa movimentação

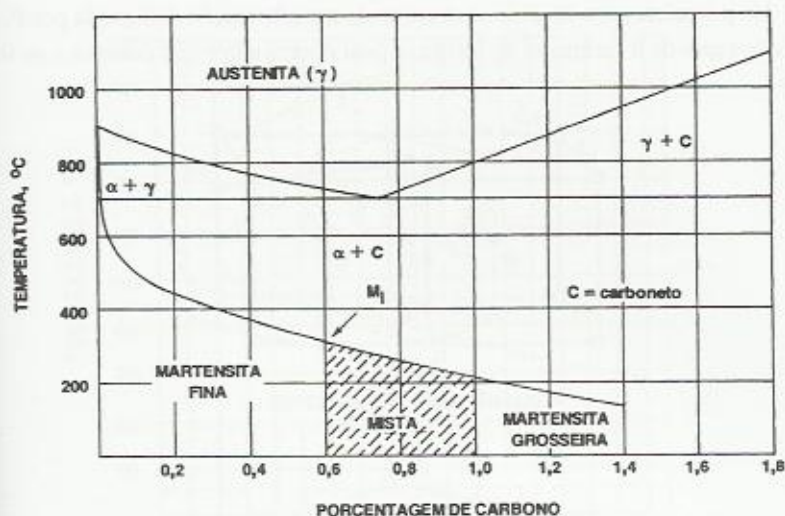


Fig. 25 – Tipo de estrutura da martensita em função do teor de carbono do aço

atômica é um aumento da distância entre os átomos A e B de ferro e uma *diminuição* de espaço nas direções transversais *a* e *b* (parte inferior da figura): a variação dos parâmetros do reticulado cúbico transforma-o em tetragonal; essa variação é acentuada pelo aumento do teor de carbono.

* “lath martensite”

** “plate martensite”

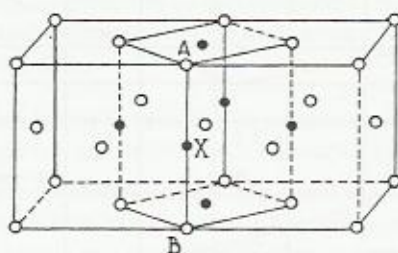
De qualquer modo, as condições de formação da martensita são responsáveis pela sua elevada dureza e aparecimento de tensões internas de grande intensidade:

4. Fatores que afetam a posição das curvas em C – A posição das curvas em C é afetada por:

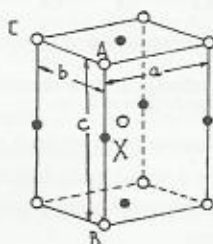
- composição química;
- tamanho de grão da austenita e
- homogeneidade da austenita.

4.1 Composição química – O próprio carbono, à medida que aumenta, desloca as curvas de início e de fim de transformação da austenita para a direita, assim como rebaixa as linhas M_s e M_f . As Figuras 27 e 28 mostram curvas em C para aço hipo e hipereutético. No primeiro caso, as curvas em C estão posicionadas muito à esquerda, tornando praticamente impossível obter-se, por resfriamento extremamente rápido a martensita, o que é, aliás, esperado, pois com pouco ou nenhum carbono, não poderá ocorrer a movimentação atômica do carbono que produz a estrutura típica da martensita.

Na primeira, nota-se uma nova curva de transformação designada por F_1 . Essa curva corresponde à formação de ferrita, a qual ocorre antes que comece a se formar perlita.



RETICULADO CÚBICO DE FACE CENTRADA



RETICULADO TETRAGONAL

Fig. 26 - Representação esquemática da formação do reticulado tetragonal característico da martensita. Os pontos pretos representam posições que podem ser ocupadas pelos átomos de carbono no reticulado do ferro.

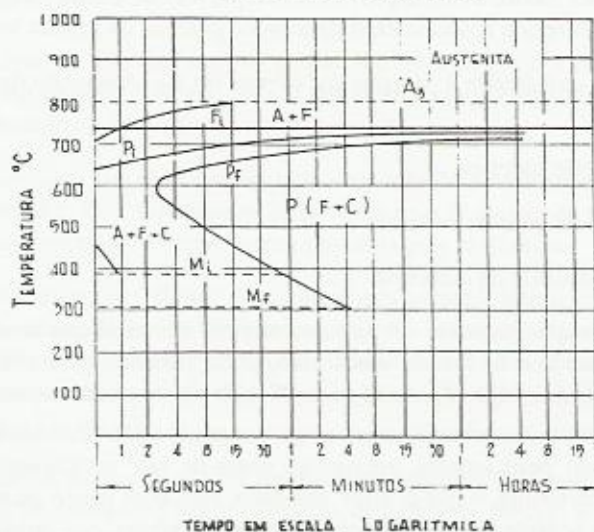


Fig. 27 - Curva em C para aço hipoeutetóide

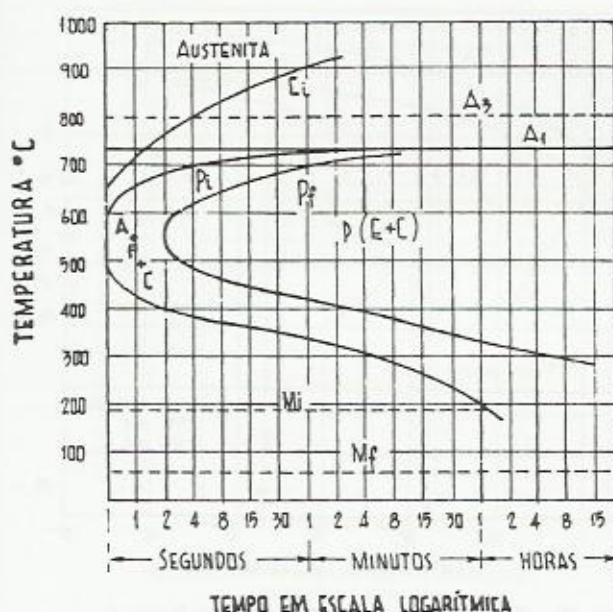


Fig. 28 - Curva em C para aço hipereutetóide

Do mesmo modo, a Figura mostra a curva C_1 correspondente à formação de cementita, a qual acontece antes da formação da perlita, nos aços hipereutetóides.

Tanto a ferrita como a cementita que se formam antes da transformação eutetóide são denominadas ferrita e cementita pró-eutetóides, porque se originam por intermédio de um mecanismo diferente da transformação eutetóide.

A influência dos outros elementos de liga é facilmente compreendida pela tendência de distribuição dos elementos de liga quando adicionados nos aços como se verifica pelo exame da Tabela 3 já mostrada.

As Figuras 29, 30 e 31 representam algumas curvas em C de aços ligados.

O conhecimento dessas curvas permite realizar-se os tratamentos térmicos com muito mais segurança, pois dependendo da sua posição tem-se as seguintes alternativas:

- obtenção da martensita com velocidades de resfriamento não excessivamente rápidas (curvas deslocadas para a direita); evita-se, assim, excesso de tensões internas que podem ocasionar empenamentos indesejáveis;

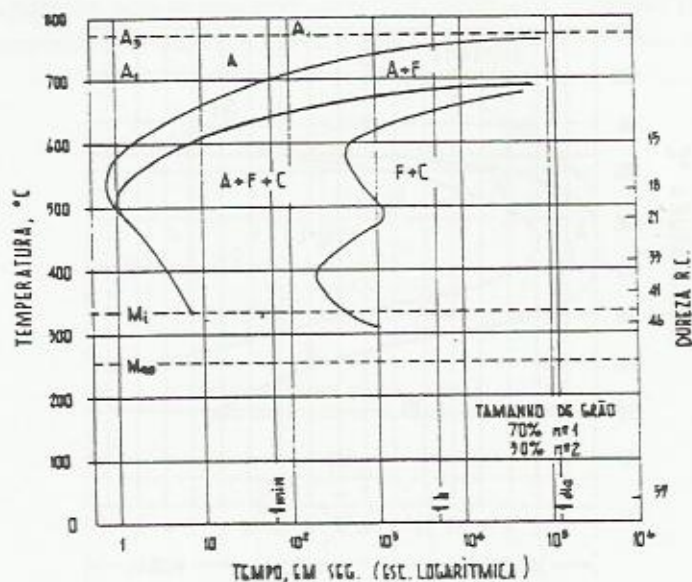


Fig. 29 - Curva TTT para aço AISI 1335 com 0,35% C e 1,85% Mn

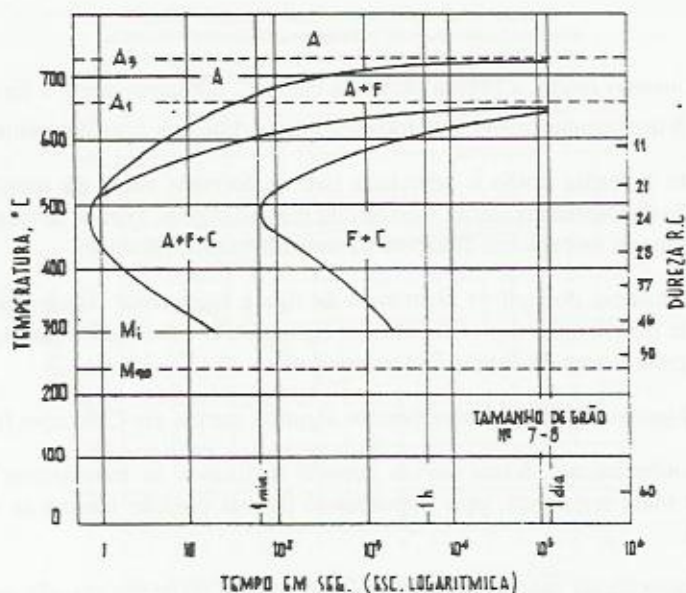


Fig. 30 - Curva TTT para o aço AISI 2340 com 0,37%C, 0,69% Mn e 3,41% Ni

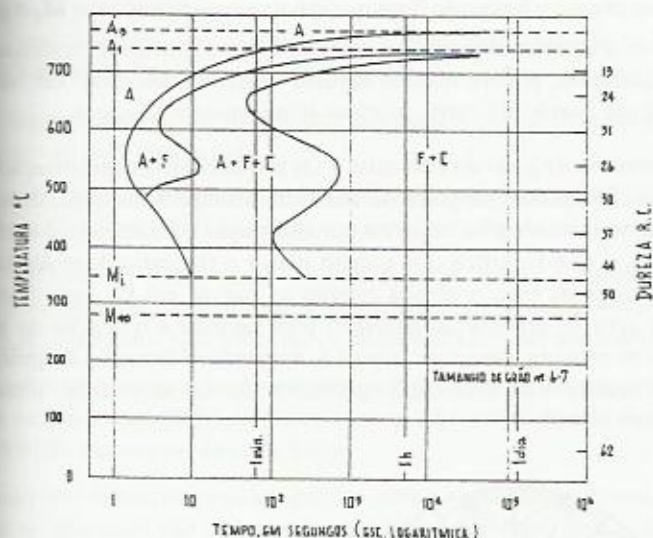


Fig. 31 - Curva TTT para aço AISI 5140 com 0,43% C, 0,68% Mn e 0,93% Cr

- obtenção de maior quantidade de martensita (em profundidade - curvas deslocadas para a direita), em peças de maiores secções e
- em função do tratamento térmico desejado, seleção mais apropriada do tipo

A Figura 32 apresenta a influência de carbono e cromo sobre a temperatura de início de formação da martensita:

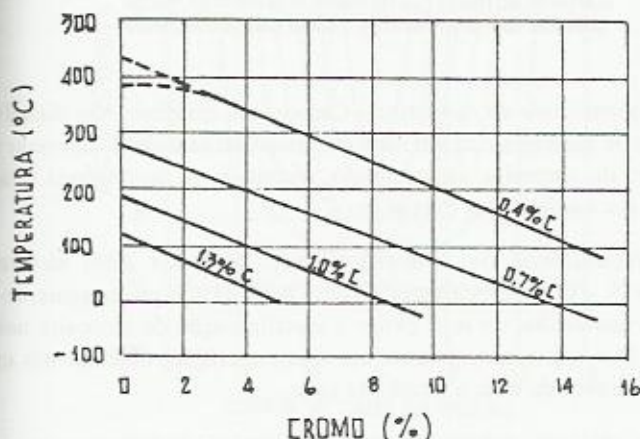


Fig. 32 - Efeito simultâneo de cromo e do carbono sobre a temperatura M_i de início de formação da martensita

Pode-se chegar a teores de ligas que rebaixam as linhas M_i e M_f a ponto desta última situar-se a temperaturas abaixo de zero, o que significa de resfriamento até a temperatura ambiente, poderá resultar alguma "austenita residual" ou "retida", fato esse que deve ser levado em conta ao tratar termicamente tais aços.

4.2 Tamanho de grão da austenita – Os produtos de transformação começam a formar-se nos contornos dos grãos de austenita. Comparados, pois, dois tamanhos de grãos, nota-se que, no grão maior, a transformação da austenita é mais demorada (Figura 33), o que significa que quanto maior o tamanho de grão da austenita tanto mais deslocadas para a direita estarão as curvas em C. Esse fato levaria a preferir-se os aços de granulação grossa para facilitar a obtenção da martensita. Contudo, não se procura, para esse objetivo, aumentar o tamanho de grão dos aços, pois os inconvenientes de granulação grossa são, como se sabe, maiores que a vantagem acima citada:

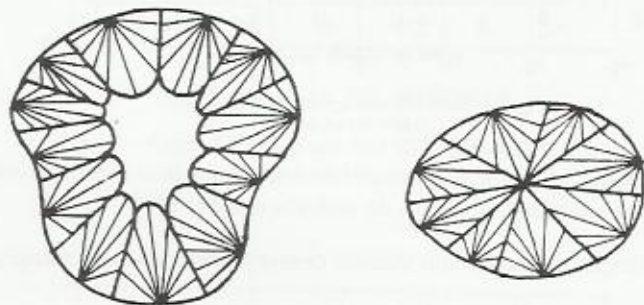


Fig. 33 – Efeito do tamanho de grão sobre a reação de transformação da austenita: nota-se que o grão menor apresenta, depois de um determinado tempo, reação completa, ao passo que no maior, cujo início de reação coincidiu com o do menor, a mesma não se completou

4.3 Homogeneidade da austenita – Carbonetos residuais não dissolvidos ou áreas localizadas de austenita rica em carbono atuam no sentido de apressar a reação de transformação da austenita. Desse modo, quanto mais homogênea a austenita, mais deslocadas para a direita as curvas em C.

5. Endurecibilidade ou temperabilidade. Métodos para determinar a endurecibilidade⁽¹⁾ – O endurecimento de uma peça de aço por tratamento térmico significa obter a martensita, ou seja, evitar a transformação da austenita nos constituintes normais. Por outro lado, procura-se, nessa operação, obter-se um endurecimento uniforme através de toda a secção da peça.

Em outras palavras, embora o tratamento objetive produzir uma superfície de grande dureza, é importante, na maioria das vezes, que essa mesma dureza superficial se estenda de modo uniforme através de toda a secção da peça.

Enfim, o aço deve apresentar suficiente "capacidade de endurecimento" ou adequada "profundidade de endurecimento". Esses atributos são definidos como "endurecibilidade" ou "temperabilidade".

O conhecimento dessa propriedade dos aços é, assim, tão importante como o conhecimento de suas curvas em C.

Existem diversos processos para a determinação da endurecibilidade, os mais comuns sendo o método de Grossmann e o método de Jominy.

5.1 Método de Grossmann – Nesse método, barras cilíndricas de aço, de diâmetros crescentes, são austenitizadas e resfriadas rapidamente, em condições controladas de resfriamento, para transformação da austenita em martensita.

Secções transversais das barras são, a seguir, submetidas à determinação de dureza, do centro à superfície, de modo a ter-se uma curva de distribuição ao longo de toda a secção transversal de cada barra.

Com esses dados, traça-se um gráfico, como o que está representado na Figura 34 em que as abscissas são lançadas as distâncias do centro (em polegadas) e em ordenadas os valores de dureza (em RC).

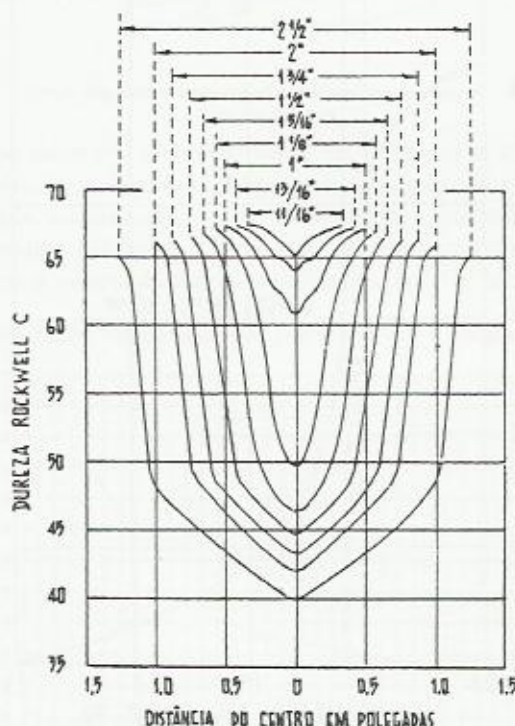


Fig. 34 – Curvas de dureza obtidas pelo método GROSSMANN, de um aço SAE 1090, em uma série de barras redondas; esfriamento em água.

Nota-se, claramente, que as barras mais finas são as que apresentam uma distribuição de dureza mais uniforme ao longo de toda a secção, ou seja, para o aço considerado, nas condições de resfriamento adotadas, a melhor endurecibilidade corresponde ao menor diâmetro, o que é previsível.

Devido à dificuldade de conseguir-se uma estrutura martensita total em toda a secção, costuma-se considerar adequada a endurecibilidade de um aço quando o seu centro apresentar 50% de martensita. Dessa premissa, pode-se extrair a definição de "diâmetro crítico D_c " de um determinado aço:

"diâmetro crítico" corresponde ao diâmetro de barra que, esfriada da temperatura austenítica, mostrará no centro 50% de martensita".

Esse diâmetro pode ser determinado graficamente. Basta traçar um novo gráfico (Figura 35), em que às abscissas correspondem aos diâmetros das barras e às ordenadas às durezas RC dos centros das barras.

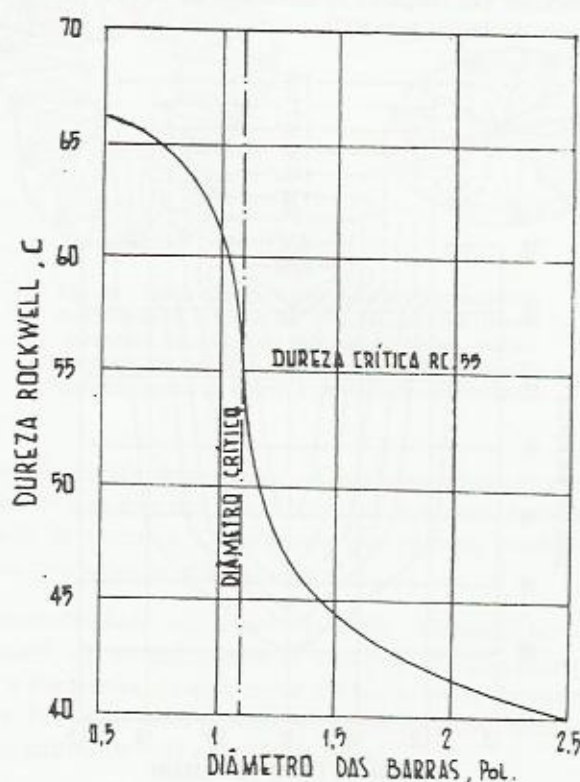


Fig. 35 - Curva representativa da dureza dos centros das barras de aço SAE 1090. Dados extraídos da fig. 34.

O diâmetro da barra para a qual se verifica a mais brusca queda de dureza é o "diâmetro crítico". Para o exemplo da Figura, o diâmetro crítico situa-se entre 1" a 1 1/8", ou aproximadamente 1,05".

5.2 Método Jominy – Também chamado de "ensaio de resfriamento da extremidade". O dispositivo Jominy está indicado na Figura 36:

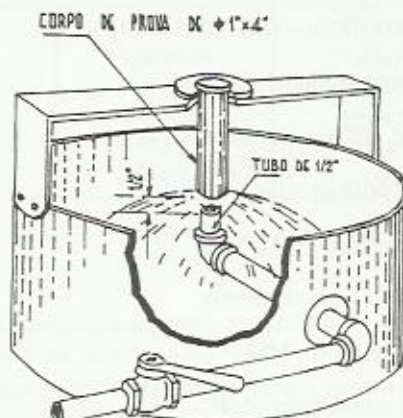


Fig. 36 – Dispositivo JOMINY para medida da endurecibilidade

Um corpo de prova cilíndrico de 1" de diâmetro a 4" de comprimento é austenitizado e levado, a seguir, ao dispositivo Jominy, onde é submetido ao efeito de um jato de água, na sua extremidade, sob condições determinadas de quantidade, pressão e temperatura (da água). Após o esfriamento, o corpo de prova é retificado longitudinalmente a valores de dureza, e distâncias de 1/16" são determinadas.

Com esses dados, constrói-se um gráfico, como o indicado na Figura 37:

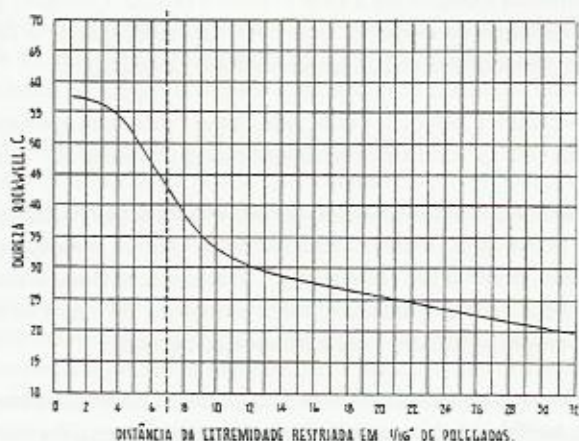


Fig. 37 – Curva de endurecibilidade JOMINY

Para diâmetros de barras de aço de diâmetros menores que 1", pode-se utilizar corpos de prova de 3/4" ou 1/4" de diâmetro. Para isso, é necessário modificar o diâmetro do orifício de água e a distância do orifício à extremidade resfriada do corpo de prova, de acordo com os dados abaixo apresentados:

corpo de prova de 3/4" de diâmetro:

- diâmetro do orifício - 1/2"
- distância à extremidade - 1/2";

corpo de prova de 1/2" de diâmetro:

- diâmetro do orifício - 1/4"
- distância à extremidade - 3/8" e

corpo de prova de 1/4" de diâmetro:

- diâmetro do orifício - 1/8"
- distância à extremidade - 1/4".

Contudo, não se pode comparar os valores obtidos de dureza com os obtidos para o corpo de prova padronizado a 1" de diâmetro, devido à maior velocidade de resfriamento nos diâmetros menores, sobretudo abaixo e 3/4".

Como no método Grossmann, a posição correspondente à queda mais brusca de dureza, ou seja a posição que separa a zona em que predomina a estrutura martensítica (50% ou mais) da zona em que predomina a estrutura periférica, é utilizada para medir a endurecibilidade do aço. Essa posição corresponde à chamada "distância crítica", a qual pode ser comparada do diâmetro crítico do método de Grossmann, embora não corresponda exatamente a esse diâmetro crítico. Contudo, pode-se dizer que cada posição ao longo do corpo de prova Jominy corresponde a um determinado diâmetro de barras redondas utilizadas no método Grossmann.

A distância crítica é também conhecida como "distância Jominy" e é, geralmente, representada por J_p . A dureza correspondente é chamada de "dureza crítica".

5.3 Severidade de resfriamento ou de têmpera. Diâmetro ideal - O diâmetro crítico de um aço depende do meio de resfriamento. Quanto maior a velocidade de resfriamento do meio, maior a sua "severidade". Esse característico costuma ser indicado pela letra "H" e a Tabela 4 mostra valores típicos de "H" para os três meios de resfriamento mais empregados, em vários estados de agitação.

A severidade varia durante o ciclo de resfriamento, sobretudo em meios líquidos, diminuindo à medida que o aço vai atingindo a temperatura do meio e devido à formação inicial de vapor.

TABELA Nº 4

Valores típicos de H

Estado de agitação meio de resfriamento	Óleo	Água	Salmoura
Nenhuma	0,25 a 0,30	1,0	2,2
Pouca	0,30 a 0,35	1,00 a 1,10	2,0 a 2,2
Moderada	0,35 a 0,40	1,20 a 1,30	—
Boa	0,40 a 0,50	1,40 a 1,50	—
Forte	0,50 a 0,80	1,60 a 2,0	—
Violenta	0,80 a 1,10	4,0	5,0

Por isso, tem-se procurado exprimir a endurecibilidade de um modo mais preciso, definindo um meio de resfriamento "ideal", o qual corresponde ao "meio no qual a superfície da peça atinge instantaneamente a temperatura do meio".

O diâmetro crítico correspondente ao resfriamento do meio ideal é denominado "diâmetro ideal".

Como existe uma correlação entre a condição de resfriamento normal e a condição de resfriamento ideal, é possível utilizar-se a temperabilidade de um aço em termos de diâmetro ideal, para predizer o diâmetro de uma barra redonda que endurecerá em qualquer meio, cuja severidade seja conhecida; ou, do mesmo modo, se se conhece o diâmetro de uma barra que endurece no centro num meio de resfriamento padronizado, tal diâmetro pode ser convertido no valor do diâmetro ideal para exprimir a temperabilidade.

O gráfico da Figura 38 permite, conhecida a severidade de resfriamento do meio (Tabela 4), transformar os valores de temperabilidade em termos de diâmetro crítico em valores de temperabilidade em termos de diâmetro ideal.

Por exemplo: para um aço com diâmetro crítico $D_c = 1,2"$, esfriado num meio de resfriamento de severidade $H = 0,4$, a horizontal correspondente a $D_c = 1,2$ encontra a curva correspondente a $H = 0,40$ no ponto correspondente ao diâmetro ideal D_i (abscissas) de $2,6"$.

Do mesmo modo, é possível determinar o diâmetro de barras cilíndricas que podem ser endurecidas sob diferentes condições de resfriamento com a temperabilidade que ocasionou o diâmetro ideal de $2,6"$. Suponha-se resfriamento em água sem agitação, com $H = 1$; nesse caso pode-se obter o endurecimento em barra de cerca de $1,7"$ de diâmetro. Para resfriamento ao ar, cuja severidade equivale a $H = 0,02$, é possível o endurecimento somente em barras de cerca de $1/4"$ de diâmetro.

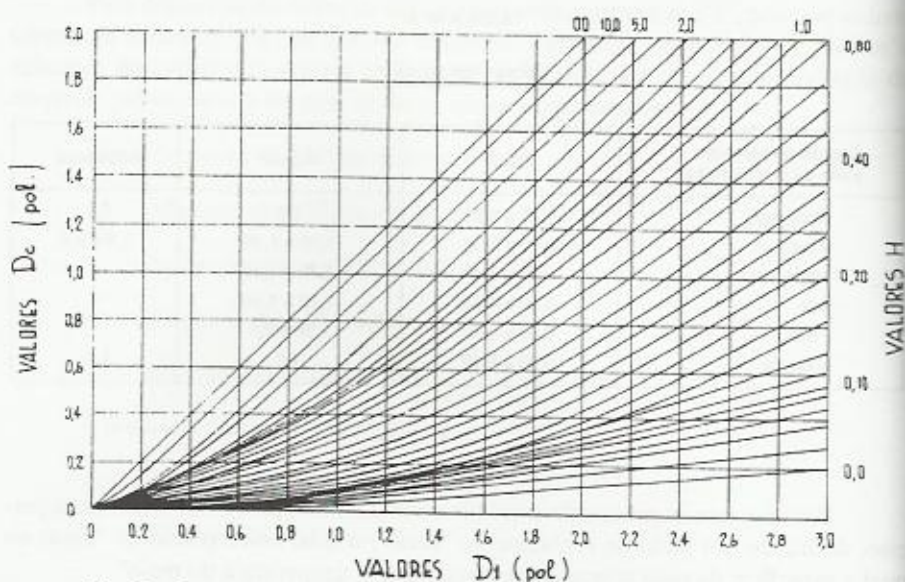
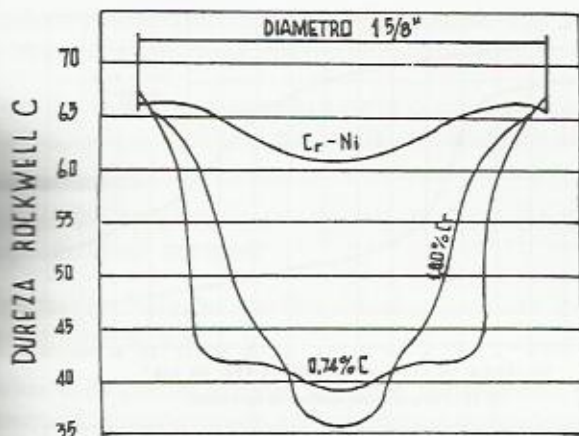


Fig. 38 – Curvas representativas das relações entre valores de diâmetro crítico D_c , diâmetro ideal D_i e severidade de estriamento H

5.4 Fatores que afetam a temperabilidade – Podem ser agrupados da seguinte maneira⁽¹²⁾:

- diminuem a temperabilidade:
 - granulação fina da austenita
 - inclusões não dissolvidas (carbonetos, nitretos, inclusões não-metálicas) e
- aumentam a temperabilidade:
 - elementos de liga (com exceção do cobalto)
 - granulação grosseria da austenita
 - homogeneidade da austenita

O mais importante fator é o representado pelos elementos de liga dissolvidos na austenita. A Figura 39 apresenta curvas de distribuição de dureza, em barras de 1 5/8" de diâmetro de aço-carbono comum com 0,74% C, de aço com mesmo teor de C e mais 1,0% de



39 - Curvas de distribuição de dureza em barra de 1-5/8 de diâmetro mostrando o efeito dos elementos de liga Cr e Ni sobre a temperabilidade, em comparação com um aço-carbono comum.

Cr e de aço com 0,74% C, 1,0% Cr a mais 3,0% de Ni. Esse último aço, devido à presença simultânea de cromo e níquel, pela temperabilidade adquirida, pode, depois de austenizado, ser inclusive resfriado em óleo, com os mesmos resultados que os obtidos com resfriamento em água, pelos anteriores.

5.5 Faixas de temperabilidade - Os aços para construção mecânica estão sendo especificados em função de sua temperabilidade. Nesse caso, o aço é acompanhado da letra H (de *hardenability*).

Especifica-se a temperabilidade de modo a admitir-se valores máximos a mínimos, de acordo com a variação permissível da composição química do aço. Essas faixas ou "limites de endurecibilidade" são traçadas pela análise de dados obtidos de tentativas de corridas ou cargas de cada tipo de aço.

Faixas de temperabilidade de alguns aços estão representadas nas Figuras 40, 41, 42 e 43:

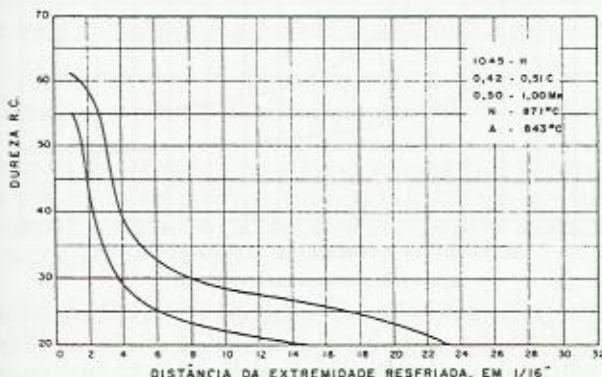


Fig. 40 - Faixa de temperabilidade de aço SAE 1045H

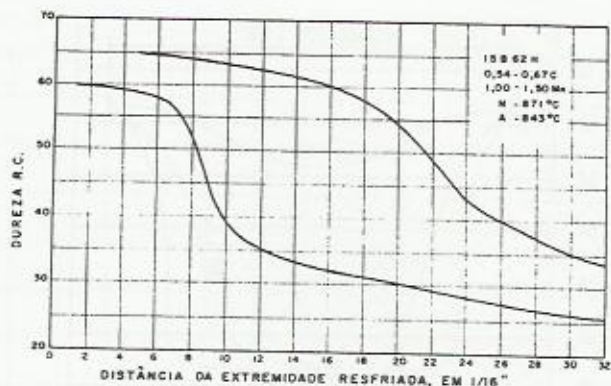


Fig. 41 - Faixa de temperabilidade de aço 15862H

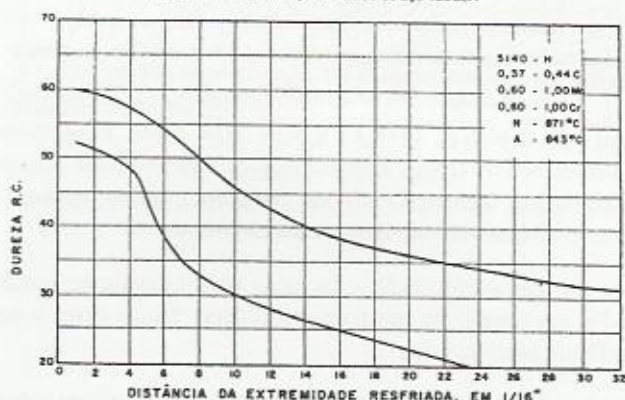


Fig. 42 - Faixa de temperabilidade de aço 5140H

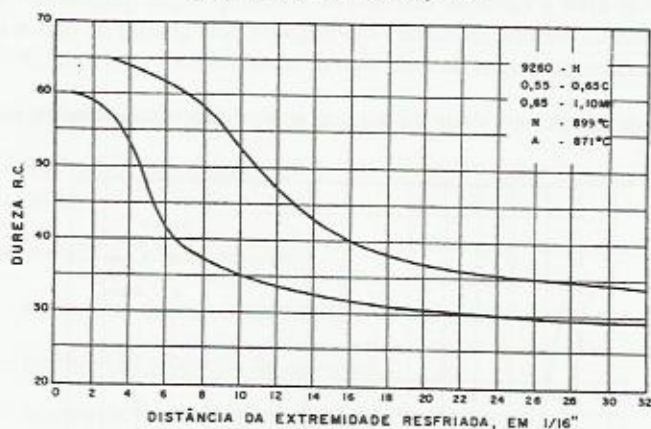


Fig. 43 - Faixa de temperabilidade de aço 9260H

6. *Resumo* - O conhecimento das curvas em C e dos característicos de temperabilidade dos aços é fundamental para que os tratamentos térmicos sejam realizados em condições que permitam alcançar os objetivos visados. Em função desse conhecimento, podem ser feitas as seguintes considerações:

- o carbono é o elemento essencial sob o ponto de vista de transformação da austenita em martensita e, portanto, sob o ponto de vista de endurecimento do aço;
- outros elementos de liga que não o carbono e com exceção do cobalto facilitam a transformação da austenita em martensita, sob condições adequadas de resfriamento;
- os elementos de liga aumentam igualmente a "capacidade de endurecimento" ou a "temperabilidade" dos aços;
- a presença de inclusões não dissolvidas na austenita, diminuem a capacidade de endurecimento do aço;
- o tamanho de grão da austenita não deve, normalmente, ser utilizado como meio de aumentar a temperabilidade, pois as vantagens de granulação grosseira no sentido de aumentar a temperabilidade são menores que as desvantagens, sob o ponto de vista de propriedades mecânicas finais;
- a temperabilidade ou endurecimento pode ser empregada como meio a seleção dos aços, como o exemplo a seguir esclarece:
- ao seleccionar um aço para uma determinada peça, três fatores devem ser considerados;
- o primeiro relaciona-se com a necessidade ou não da mesma ser temperada, em função das condições de serviço;
- o segundo fator, caso a necessidade acima seja comprovada, diz respeito à endurecibilidade do aço em estudo, ou melhor à relação entre a sua endurecibilidade e a secção crítica da peça a ser tratada, isso é a secção da peça onde as cargas e as tensões de serviço sejam mais críticas e, em consequência, onde se exige as melhores propriedades mecânicas;

- finalmente, o terceiro fator correlaciona as velocidades de resfriamento nos dois meios de resfriamento mais usados - água e óleo - e quatro localizações em barras redondas até 4" de diâmetro, admitindo-se uma velocidade de resfriamento de 60 m/minuto

Essa correlação está mostrada na Figura 44⁽¹³⁾.

Suponha-se, agora, que numa determinada máquina se necessita de um eixo de 1 3/4" de diâmetro. Pelo projeto e condições de serviço, as exigências de torção indicam uma carga máxima de 17,5 kgf/mm² (175 MPa) e as tensões de fadiga um máximo de 56,0 kgf/mm² (550 MPa).

Na indústria onde o eixo mencionado é necessário, emprega-se comumente o aço SAE 4140H (0,37/0,44 C, 0,65/1,10 Mn, 0,15/0,30 Si, 0,75/1,20 Cr e 0,15/0,25 Mo) para outros tipos de peças. Desse modo, procurar-se-á verificar se esse mesmo aço poderá servir para confeccionar o eixo de 1 3/4".

Como a tensão de cisalhamento por torção é inferior à tensão em dobramento, adota-se essa última para as considerações preliminares.

Como se sabe, no dobramento as tensões se avizinham de zero no eixo neutro; portanto, a têmpera do aço não precisa necessariamente atingir toda a profundidade do eixo até seu centro. Esse fato representa um aspecto positivo no tratamento térmico do eixo, porque a distribuição de tensões originadas no resfriamento da têmpera diminuirá o risco de empenamento ou fissuração. Além disso, após o revenido, a secção exterior da peça estará sujeita a tensões de compressão, o que é importante sob o ponto de vista de resistência à fadiga.

A Figura 45⁽¹⁴⁾ obtida em ensaios de laboratório mostra que para resistir a uma carga de fadiga de ordem de 56 kgf/mm² (550 MPa) em dobramento, é necessário que o aço apresente uma dureza mínima em torno de 35 RC.

Pode-se admitir que esse valor de dureza poderá ser conseguido mediante o revenido de uma estrutura temperada que apresente pelo menos 80% de martensita.

A experiência com peças semelhantes indica que esse tipo de estrutura está presente até uma profundidade correspondente à posição de 3/4" de raio do eixo.

As curvas da Figura 46 resolvem o problema.

Como o aço 4140H que vai ser utilizado na aplicação cogitada tem um teor de carbono mínimo de 0,37%, a primeira operação nessa figura é "encontrar a dureza que, no estado temperado, corresponda a 80% de martensita, para um aço de 0,37 C". A parte superior da Figura 46 mostra que essa dureza é 45 RC.

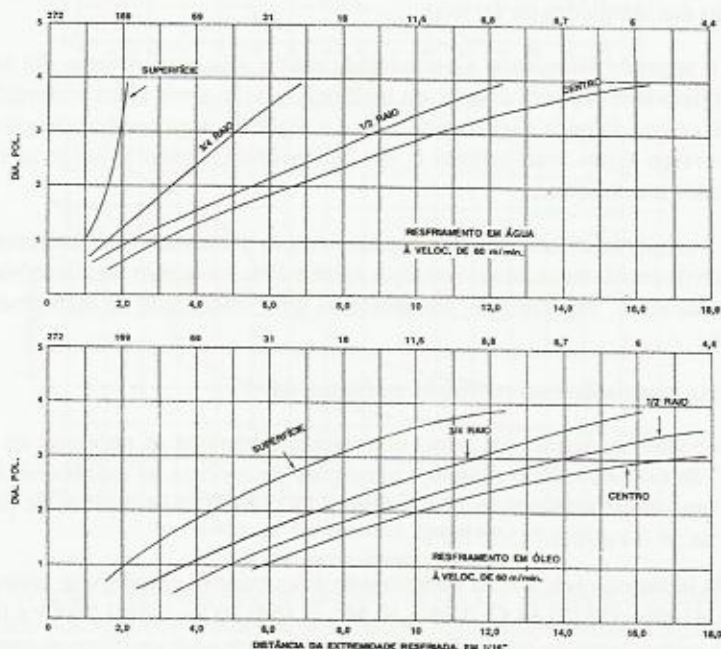


Fig. 44 - Correlação entre velocidades de resfriamento equivalentes em amostras Jominy e barras redondas resfriadas, livres de carapa

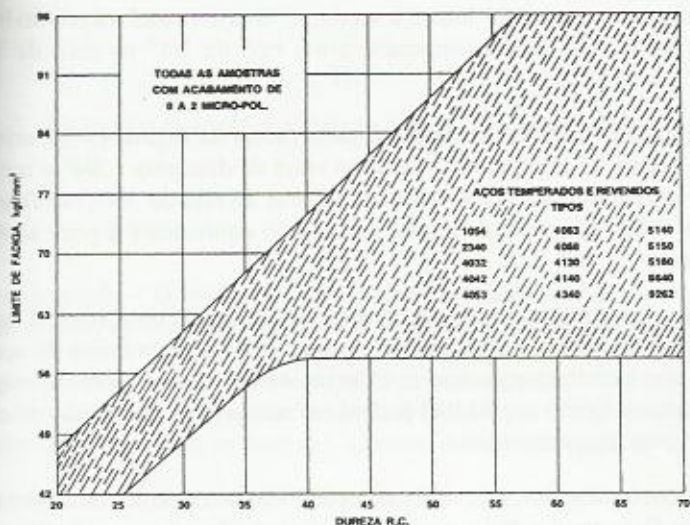


Fig. 45 - Efeito da dureza no limite da fadiga de aços temperados e revenidos. Corpos de prova de fadiga R.R. Moore de dobramento rotativo e 0,25" de dia.

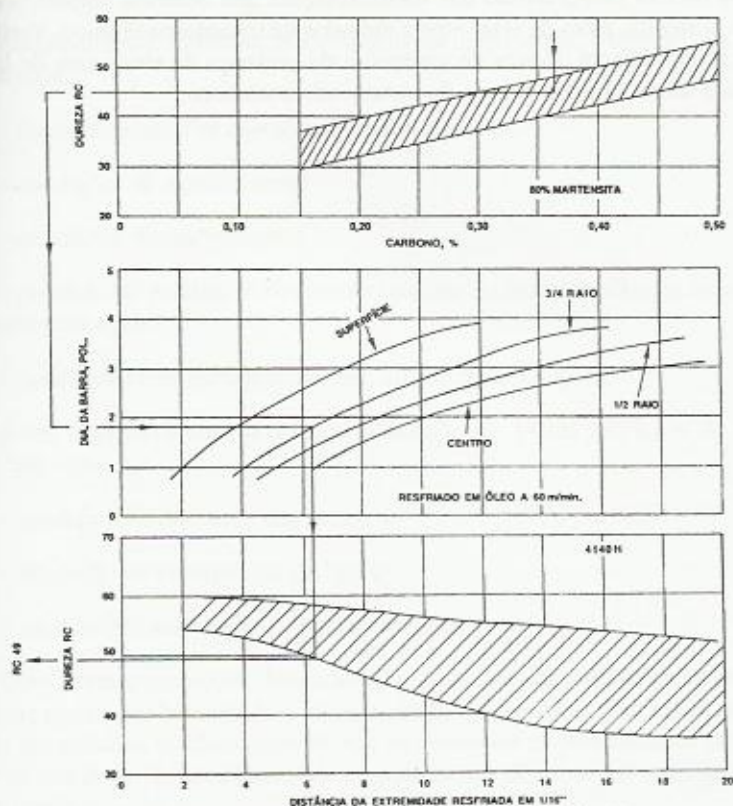


Fig. 46 - Ilustração do uso de dados de endurecibilidade na seleção e apoio

A pergunta agora a ser feita é a seguinte: "o aço 4140H irá produzir a dureza exigida de 45 RC no estado temperado a um raio de $3/4$ " no eixo de $1\ 3/4$ " de diâmetro?".

A resposta é dada entrando-se na parte média da Figura 45 (idêntica à parte inferior da Figura 43 (têmpera em óleo) no nível de diâmetro $1\ 3/4$ " e mediante ao traçado de uma horizontal até a curva equivalente ao raio de $3/4$ ", verifica-se que a intersecção obtida corresponde a uma localização equivalente à posição $6\ 1/2$ " do corpo de prova.

A terceira a última operação consiste em traçar-se uma vertical até a parte inferior da figura que intercepte a curva de endurecibilidade mínima do aço 4140H. Verifica-se que essa intersecção ocorre à dureza 48 RC. Como a dureza exigida é de 45 RC, conclui-se que o aço 4140H poderá ser utilizado na confecção do eixo, com alguma sobra de temperabilidade.

7. Conclusões parciais – O conteúdo desse capítulo demonstra que as pesquisas de Davenport e Bain representam um grande avanço na prática do tratamento térmico, porque a transformação isotérmica resultante dessas pesquisas permitiu uma melhor compreensão das transformações que ocorrem durante o resfriamento da austenita, além de criar novos métodos de tratamento térmico. Verifica-se, também, a importância do teor de carbono e da presença de elementos de liga nos resultados a serem obtidos através do tratamento isotérmico.

III

RECOZIMENTO E NORMALIZAÇÃO DOS AÇOS

1. *Introdução* – O especialista em tratamentos térmicos deve ter em mente duas considerações óbvias, antes de realizar a operação de tratamento térmico:

- quais os objetivos do tratamento térmico: aumento da dureza e da resistência mecânica, diminuição da dureza a aumento da ductilidade, melhora da capacidade de corte, aumento da resistência ao desgaste, aumento da resistência à corrosão etc. e

- quais as modificações estruturais necessárias para atingir os objetivos desejados.

Em função desse conhecimento, outros fatos devem ser analisados:

- equipamento, ferramentas e dispositivos disponíveis; – tipo de liga que está sendo utilizada;

- forma e dimensões das peças a serem tratadas;

- condições de aquecimento;

- condições de resfriamento;

- previsão de existência de tensões internas de natureza térmica ou estrutural ou de ambos os tipos e

- necessidade de usinagem ou não, após o tratamento etc

Esses conhecimentos propiciam a adoção de vários artifícios de natureza prática, tais como:

- modificação da forma das peças;

- alteração da composição da liga e

- escolha de outro meio de resfriamento etc.

Com essas precauções, baseadas nos fatos previamente levantados, muitos problemas podem ser antecipados, várias medidas preventivas podem ser adotadas e poderão ser evitados os dissabores de não se conseguir as propriedades desejadas e de não eliminar as probabilidades de empenamento ocasionadas pelo acúmulo de tensões internas.

2. *Recozimento. Objetivos e estágios do recozimento* – Para compreender melhor o mecanismo do "recozimento", serão tecidas algumas considerações sobre os fenômenos de encruamento e recristalização dos metais.

Quando um metal é deformado plasticamente a frio, ou sofre a ação do "encruamento", ocorre uma deformação cristalina, tanto maior quanto maior a intensidade de deformação plástica. O resultado é um aumento da resistência mecânica e da dureza, o aumento deste último característico sendo mais rápido no início do processo, e uma queda da ductilidade.

O encruamento exerce uma ação intensa sobre as imperfeições cristalinas (lacunas, discordâncias etc).

A deformação plástica representa um trabalho realizado no material, o qual é consumido na forma de calor, ocasionando um aumento de temperatura no material, sob o efeito da deformação. Contudo, uma parte desse calor, cerca de 10%, é armazenada no metal na forma de energia; associa-se essa energia armazenada ao grande número de imperfeições cristalinas, como discordâncias, que são produzidas no metal pela deformação⁽¹⁵⁾.

Essa energia armazenada atua como força capaz de provocar uma volta do sistema às condições normais, com estrutura não deformada, desde que se criem condições cinéticas capazes de inverter o processo.

A barreira energética que impede essa volta à condição não deformada é ultrapassada pelo aquecimento do metal, a uma certa temperatura, durante um tempo determinado.

Esse processo de aquecimento é chamado "recozimento". Durante o mesmo, há como que um rearranjo e eliminação das configurações produzidas pelos defeitos cristalinos.

O rearranjo e eliminação das mencionadas configurações dependem dos níveis de temperatura empregados.

Em função dessas temperaturas a dependência dos resultados alcançados tanto na estrutura cristalina como nas propriedades do metal encruado, o recozimento compreende três estágios principais:

- recuperação;
- recristalização e
- crescimento de grão.

2.1. *Recuperação* – Esse primeiro estágio do recozimento é verificado a temperaturas baixas. Nele ocorre um rearranjo das discordâncias, de modo a adquirir configurações mais estáveis, embora não haja, pelo menos aparentemente, mudança

na quantidade de defeitos presentes. A não ser essa, não há sensível modificação estrutural do material. Contudo, as tensões – macro e micro – introduzidas durante o encruamento, são diminuídas, em virtude do rearranjo das discordâncias.

Convém lembrar que as macrotensões, de natureza elástica, estão em equilíbrio em seções extensas do metal; se esse é usinado, o equilíbrio é rompido e ocorre uma redistribuição das tensões, ocasionando o empenamento do material.

As microtensões de pequena intensidade e localizadas não produzem esse empenamento, na usinagem.

O estágio de recuperação é também chamado de "recozimento para alívio de tensões". Não há nenhum efeito sensível sobre as propriedades do metal.

2.2 Recristalização – Nesse estágio, imediatamente após a recuperação, e portanto a temperaturas mais elevadas, verifica-se grande áreação da microestrutura do metal, com simultânea vedação nas propriedades mecânicas.

A recristalização consiste no surgimento de novos e diminutos cristais, de composição e estrutura idênticas aos grãos originais não-deformados. São grãos equiaxiais poligonais, que aparecem em primeiro lugar nas partes da estrutura mais intensamente deformadas.

A recristalização é um fenômeno de "nucleação".

Após um determinado tempo à temperatura, o fenômeno fica praticamente estabilizado.

Contudo, não é muito fácil determinar o fim da recristalização, ou seja o momento em que essa fica completada. Por isso, costuma-se definir "tempo de recristalização", como o tempo necessário para, por exemplo, ocorrer 95% de recristalização⁽¹⁵⁾.

Como a recristalização pode ser completada a uma temperatura inferior, se o tempo de permanência à temperatura for aumentado, pode-se definir "temperatura de recristalização", como a temperatura necessária para, no tempo de 1 hora, ocorrer 95% de recristalização.

A Tabela 5⁽¹⁵⁾ indica as temperaturas de recristalização e de fusão de alguns metais.

2.3 Crescimento de grão – A temperatura mais elevada, os grãos recristalizados tendem a crescer, mediante um mecanismo que consiste na absorção por parte de alguns grãos dos grãos circunvizinhos. A força propulsora do crescimento de grão é a energia superficial dos contornos de grão dos grãos recristalizados.

Como os contornos de grãos representam descontinuidades que impedem o deslizamento ou o movimento de discordância, quanto menor o número de contornos

TABELA Nº 5

Relação entre temperaturas de recristalização e de fusão

Metal	Temperatura de recristalização °C	Temperatura de fusão °C	Temperatura de fusão °C abs.
Estanho	int. T.A.	232	int. 0,60
Cádmio	cerca T.A.	321	cerca 0,51
Chumbo	int. T.A.	327	int. 0,50
Zinco	T.A.	420	0,43
Alumínio	150	660	0,45
Magnésio	200	650	0,51
Prata	200	960	0,38
Curo	200	1063	0,41
Cobre	200	1083	0,35
Ferro	450	1536	0,40
Paládio	450	1769	0,35
Níquel	600	1450	0,51
Molibdênio	900	2610	0,31
Tântalo	1000	3000	0,39
Tungstênio	1200	3400	0,40

de grãos, menor a resistência a esse movimento, ou seja, "granulação fina favorece a resistência mecânica" a "granulação grossa diminui a resistência mecânica e a dureza e melhora a plasticidade do metal".

A Figura 47 representa esquematicamente o ciclo encruamento-recristalização, indicando os efeitos sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal.

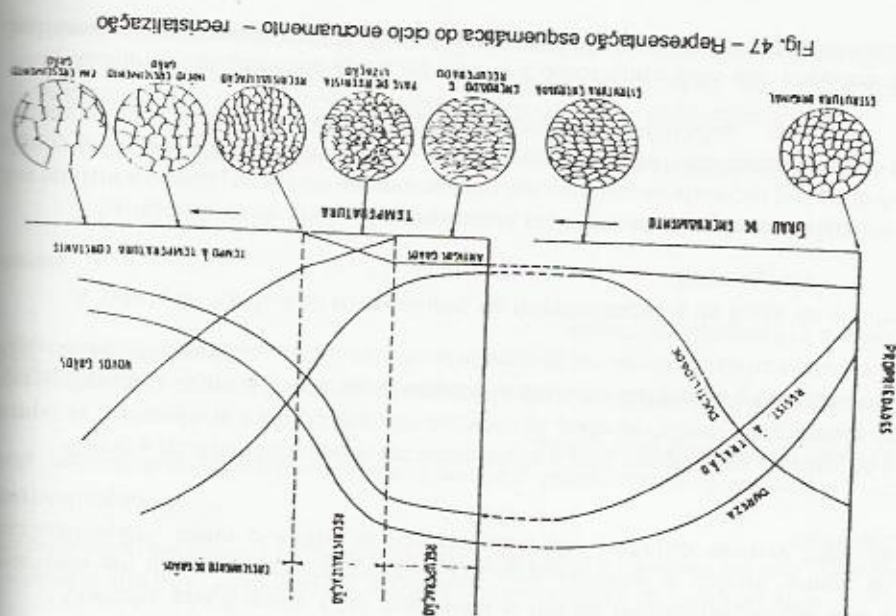


Fig. 47 - Representação esquemática do ciclo encruamento - recristalização

Nos estágios de recuperação a recristalização não ocorre qualquer modificação de fases.

Quando a temperatura do processo for de tal ordem que essas transformações de fase se verificam, tem-se o "recozimento pleno", ou "total".

2.4 Fatores que afetam o recozimento – Embora a temperatura e o tempo de recristalização e de recozimento de metal encruado possam ser determinados com suficiente precisão, diversos fatores influem na sua escolha:

- encruamento prévio;
- tamanho de grão prévio e
- pureza do metal.

A recristalização é iniciada a uma temperatura mais baixa a completada numa faixa mais estreita de temperatura, quando:

- o encruamento prévio tiver sido mais intenso;
- o tamanho de grão original for menor;
- o metal for mais puro e
- o tempo de recozimento for mais longo.

Por outro lado, o tamanho de grão do metal recristalizado será menor quando:

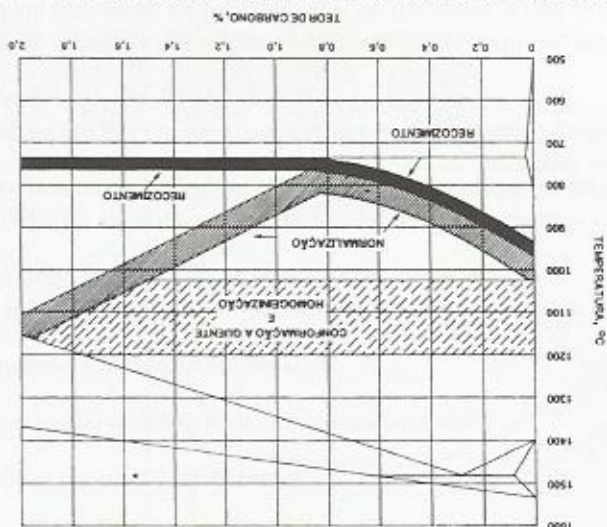
- menor a temperatura;
- mais curto o tempo à temperatura;
- menor o tempo de aquecimento até a temperatura;
- mais intenso o encruamento prévio e
- maior a quantidade presente de partículas insolúveis ou mais finamente dispersas elas estiverem.

3. Operação de recozimento dos aços – Uma das principais finalidades da operação de recozimento dos aços já foi vista: eliminar o efeito do encruamento.

O conhecimento das curvas em C permite a representação gráfica do recozimento (Figura 48).

Como se vê, os microconstituintes que resultam são perlita ou perlita mais ferrita ou perlita mais cementita, na parte superior do diagrama, o que exige um resfriamento lento, sobretudo nos aços de carbono mais elevado e nos aços-liga.

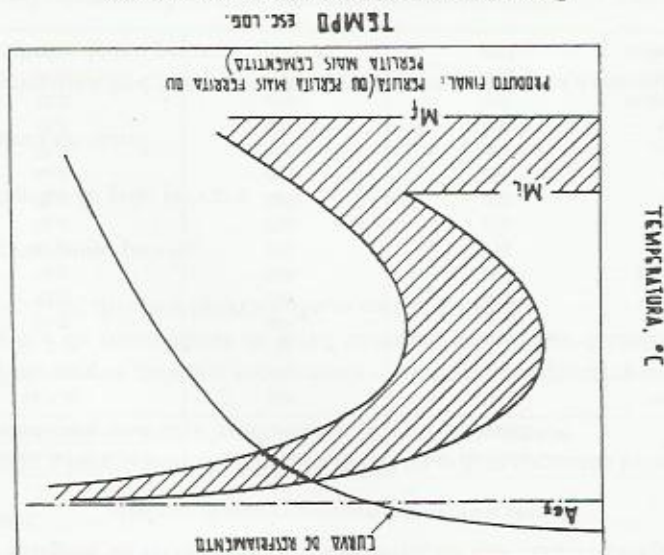
Fig. 49 - Representação esquemática do diagrama Fe-C mostrando as faixas de temperatura para recozimento total, normalização, conformação mecânica e homogeneização.



A Figura 49(16) representa esquematicamente o diagrama Fe-C na faixa correspondente aos aços, mostrando as faixas de temperatura para recozimento total, normalização, conformação mecânica e homogeneização.

Além de eliminar o efeito do encruamento, o recozimento é um tratamento que regulariza a textura bruta de fusão, melhora a ductilidade e a usinabilidade, eliminando, em resumo, o efeito de quaisquer tratamentos térmicos ou mecânicos a que o aço tenha sido previamente submetido.

Fig. 48 - Representação gráfica do recozimento plano dos aços



O que se nota, e é importante prestar atenção ao fato, é que, enquanto nos aços hipoeutetóides (baixo e médio-carbono), a temperatura de aquecimento atinge a faixa de austenitização completa, nos aços hipereutetóides (alto-carbono), o aquecimento atinge a faixa correspondente a duas fases: austenita e cementita. Se tais aços forem aquecidos acima da linha A_{cm} , formar-se-ia, no resfriamento lento posterior, cementita pró-eutetóide nos contornos de grão da austenita. O rendilhado de carboneto resultante dá lugar a uma trilha de fratura, tornando o aço frágil, tanto em serviço como em eventuais operações de conformação mecânica.

A operação de "homogeneização" incluída na figura refere-se a um tipo de recozimento empregado geralmente nas fases iniciais de processamento do aço, antes de sua laminação ou forjamento a quente. Essas operações de conformação são realizadas na mesma faixa de temperaturas da homogeneização.

A operação de normalização será definida mais adiante.

A Figura 50⁽¹⁷⁾ mostra o efeito do recozimento sobre as propriedades mecânicas dos aços:

A queda do alongamento acima da temperatura crítica deve-se a um acentuado crescimento do tamanho de grão.

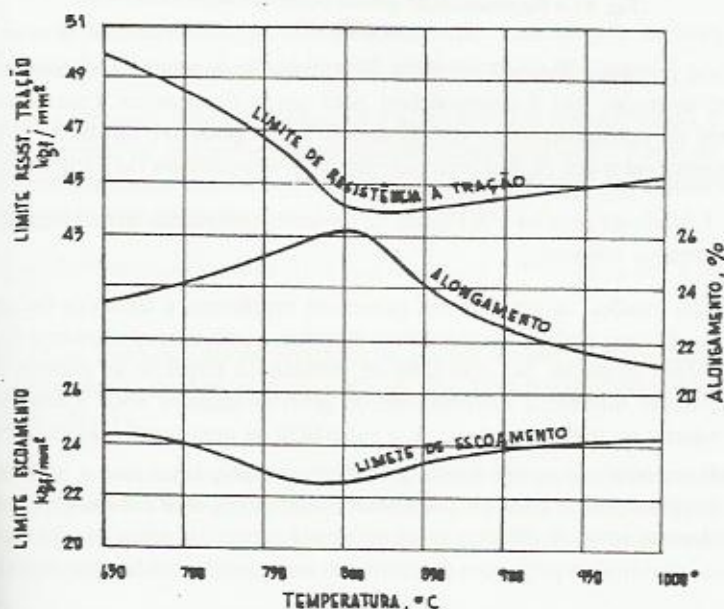


Fig. 50 – Efeito da temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas de um aço com 0,40%C, ligeiramente encruado

O recozimento pleno pode ser substituído, em peças de pequenas dimensões, pelo "recozimento isotérmico ou cíclico", representado esquematicamente na Figura 51.

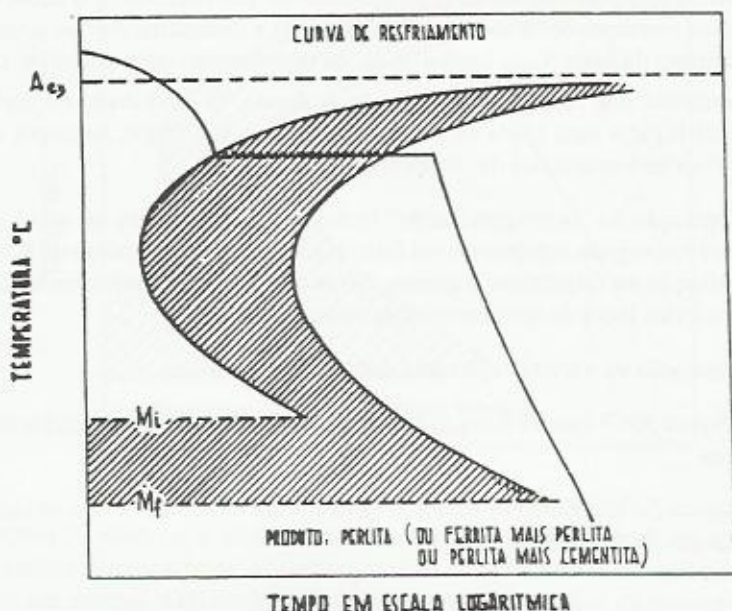


Fig. 51 – Representação gráfica do recozimento isotérmico ou cíclico

Esse processo diminui o tempo de tratamento e produz uma estrutura mais uniforme; contudo, não é aconselhável para peças de grandes dimensões, pois a velocidade de resfriamento no centro dessas peças pode ser tão baixa a ponto de tornar impossível o seu rápido resfriamento até a temperatura de transformação.

3.1 Alívio de tensões – A Figura 52 indica as temperaturas recomendadas para alívio de tensões residuais:

Essas tensões, originadas nos processos mecânicos e térmicos de fabricação de peças metálicas, podem levar a sérios defeitos, como empenamento e fissuração, que inutilizam as peças. Na operação de tratamento térmico, as tensões residuais podem aparecer durante o resfriamento de grandes secções após a austenitização, porque, mesmo no resfriamento ao ar, a superfície de uma secção de grandes dimensões, pode transformar-se em ferrita e cementita muito antes que o seu centro⁽¹⁶⁾. Quando a região central começa a se transformar, a expansão volumétrica que ocorre devido à formação da ferrita fica reprimida pela superfície mais fria, já transformada. Resulta assim uma peça com o centro sob compressão e a superfície sob tensão.

A mesma coisa ocorre na formação da martensita pelo resfriamento drástico, com conseqüências mais severas em relação às tensões residuais, mesmo em secções de menores dimensões e sobretudo quando as peças são de forma complexa.

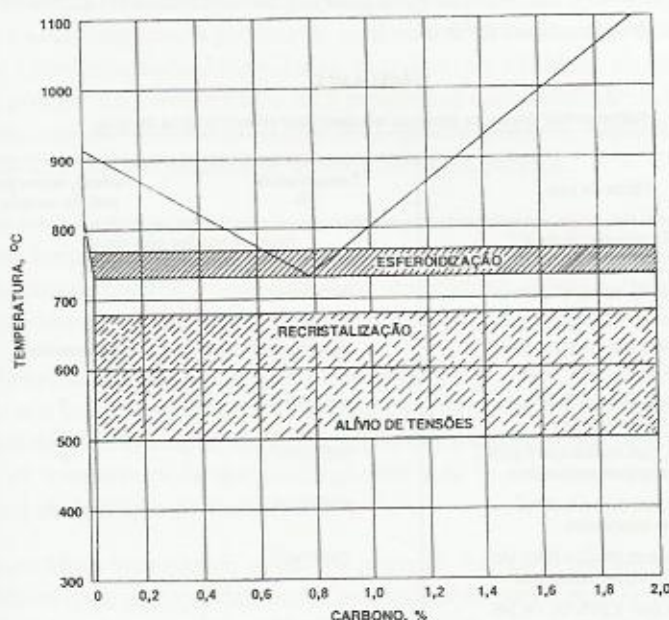


Fig. 52 - Diagrama esquemático Fe-C mostrando a faixa de temperaturas para alívio de tensões

No caso de tratamento que leva à formação de martensita (a têmpera), as tensões residuais são eliminadas, como se verá, pela operação de revenido.

Outra origem de tensões residuais é a usinagem. Do mesmo modo, o trabalho a frio. Finalmente, as operações de soldagem constituem outra fonte de tensões, porque à medida que a região soldada contrai, após a fusão, essa contração fica comprimida pela região adjacente à solda.

Para eliminar essas tensões residuais, realiza-se o tratamento de "alívio de tensões".

Como as temperaturas empregadas se situam abaixo da zona crítica (Figura 52), não se verificam mudanças estruturais no aço, nem modificações nas suas propriedades mecânicas.

Tanto o aquecimento como o resfriamento na operação de alívio de tensões devem ser levados a efeito lentamente, sobretudo em peças de grandes seções ou grandes conjuntos soldados, para impedir-se que novas tensões residuais de natureza térmica sejam originadas.

A prática mostra que, embora a operação de alívio de tensões seja realizada a baixas temperaturas, essas são mais elevadas, sobretudo quando se trata de aços ligados.

A Tabela 6⁽¹⁸⁾ serve como guia para alguns tratamentos típicos de alívio de tensões, para diversos tipos de aços.

TABELA Nº 6

Tratamentos típicos de alívio de tensões para diversos tipos de aços

Tipos de aço	Temperatura °C	Tempo, horas por pol. de secção
Aço c/ 0,35, com menos de 3/4" de secção	Alívio de tensões geralmente desnecessário	
Aço c/ 0,35%C, com 3/4" ou mais de secção	595°/675°	1
Aço com mais que 0,35%C, com menos de 1/2" de secção	alívio de tensões geralmente desnecessário	
Aço com mais que 0,35%C, com 1/2" ou mais de secção	595°/675°	1
Aço C-Mo, com menos que 0,20%C (qualquer espessura)	595°/675°	2
Aço C-Mo com 0,20 a 0,35%C (qualquer espessura)	675°/760°	2 a 3
Aço Cr-Mo com 2% Cr e 0,5% Mo (qualquer espessura)	720°/745°	2
Aço Cr-Mo com 2,25% Cr, 1% Mo e 5% Cr, 0,5% Mo (qualquer espessura)	730°/760°	3
Aço Cr-Mo com 9% Cr e 1% Mo (qualquer espessura)	745°/775°	3
Aços inoxidáveis 410 e 430 (qualquer espessura)	775°/800°	2
Aços inoxidáveis 309 e 310 (secção sup. a 3/4")	870°	2

3.2 *Considerações sobre o recozimento* – Pelo exame da Figura 49, nota-se que, para os aços hipoeutetóides, até 0,75% de carbono aproximadamente, a temperatura de recozimento ultrapassa a linha A_3 . Na prática, a temperatura final não deve superar demais a linha A_3 (cerca de 50 °C), pois temperaturas mais elevadas podem causar excessivo crescimento de grão. Desse modo, as temperaturas recomendadas para esses aços situam-se na faixa de 900 °C a 800 °C, diminuindo paulatinamente à medida que aumenta o teor de carbono.

As razões para que, no caso dos aços hipereutetóides, as temperaturas de recozimento não ultrapassem a linha A_{cm} já foram expostas. Para aços hipereutetóides com carbono entre 0,80% a 1,00% aproximadamente, a temperatura recomendada na prática situa-se entre 790 °C e 815 °C.

Em relação à temperatura de austenitização no recozimento deve-se levar em conta o seguinte fato⁽¹⁹⁾: quanto mais elevada essa temperatura, maior a tendência da estrutura do aço recozido apresentar-se em forma lamelar, ao passo que quanto mais próxima estiver a temperatura de austenitização da temperatura crítica inferior, verifica-se uma maior tendência para a estrutura tornar-se esferoidal.

Na técnica de recozimento, a condição mais mole do aço é obtida austenitizando-se a uma temperatura geralmente inferior a 55 °C acima da crítica e transformando-se a uma temperatura logo abaixo da crítica (por exemplo, menor que 15 °C), porque o produto da transformação será geralmente constituído de carbonetos esféricos relativamente grosseiros ou de perlita lamelar grosseira, dependendo da composição do aço e da temperatura de austenitização empregada.

Como o tempo para a transformação a temperaturas logo abaixo da crítica é geralmente longo, recomenda-se deixar que a maior parte da transformação se realize à temperatura mais alta (quando resulta um produto mole) e terminar a transformação a temperatura mais baixa, porque o tempo para a transformação é menor.

O aspecto das curvas em C mostra claramente que nada de importante ocorre, depois do aço ter sido austenitizado, no resfriamento entre a temperatura de austenitização e a de transformação, de modo que se pode deixar o aço resfriar mais rapidamente da temperatura de austenitização até a de transformação, para encurtar o tempo total da operação de recozimento.

Num forno intermitente comum, a prática é desligar o forno. Num forno contínuo, pode-se levar as peças da zona de austenitização para a zona de transformação. Pode-se igualmente empregar um forno de banho de sal, mantido à temperatura de transformação.

Depois que o produto de transformação tenha sido totalmente obtido, o aço pode ser resfriado rapidamente ao ar, ou mesmo em água, porque nada mais ocorre no que diz respeito a transformações estruturais. Encurta-se assim o ciclo de recozimento.

Essa prática pode ser empregada mesmo em aços altamente ligados, em que a temperatura de transformação pode situar-se entre 760 °C e 790 °C.

Em anexo, é apresentada uma tabela indicando as temperaturas e os ciclos de tempo recomendados para recozimento de aços ligados.

Quando a porcentagem de elementos de liga é elevada, como em alguns aços para ferramentas, as temperaturas de austenitização são mais altas, para dissolução dos elementos de liga.

4. *Normalização*⁽¹⁹⁾ – A normalização, representada graficamente na Figura 53, tem por objetivo refinar a homogeneizar a estrutura do aço, conferindo-lhe melhores propriedades que as obtidas no recozimento. O resfriamento, após a austenitização, é geralmente, ao ar.

Além disso, a normalização melhora as características de usinagem, modifica e refina estruturas dendríticas fundidas e confere ao aço melhores condições para tempera posterior.

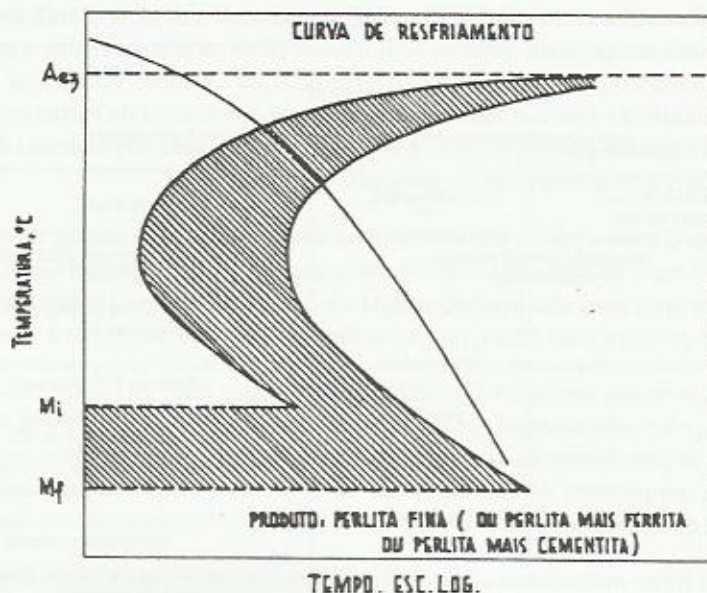


Fig. 53 - Diagrama esquemático representativo da operação de normalização

Os aços de baixo-carbono (0,20% a 0,30%), depois de normalizados, não sofrem qualquer tratamento térmico posterior, ao passo que os de carbono mais elevado, podem eventualmente ser temperados.

As temperaturas usuais de normalização para os aços-carbonos são as seguintes:

SAE 1015 a 1020	880 °C a 910 °C
SAE 1035	850 °C a 880 °C
SAE 1040, 1045 e 1050	825 °C a 850 °C
SAE 1060	800 °C a 825 °C
SAE 1090	800 °C a 825 °C

Na normalização, os aços hipereutóides podem admitir temperaturas de aquecimento que ultrapassem a linha A_{cm} , porque, no resfriamento ao ar posterior, a tendência de formar-se um invólucro frágil de carbonetos (como ocorreria no resfriamento lento do recozimento) é muito diminuída.

Os aços-liga são geralmente normalizados antes da têmpera e as temperaturas empregadas situam-se 55 °C acima das linhas superiores de transformação A_3 ou A_{cm} , dependendo do teor de carbono.

A Tabela 7⁽²⁰⁾ compara as propriedades de aços-carbonos no estado normalizado (como o obtido por laminação a quente) e recozido.

Dependendo da forma e posição das curvas em C, pode-se obter o constituinte bainita, na normalização, como está indicado na Figura 54:

Tabela nº 7
Propriedades mecânicas de aço-carbono nos estados recozido e normalizado

C	NORMALIZADO						RECOZIDO							
	Limite de Escoamento		Limite de resist. à tração		Alongamento	Estricção %	Dureza Brinell	Limite de escoamento		Limite de resistência à tração		Alongamento %	Estricção %	Dureza Brinell
	kg/mm ²	MPa	kg/mm ²	MPa				kg/mm ²	MPa	kg/mm ²	MPa			
0,05	18,0	180	31,5	305	45	71	90	12,5	125	20,0	200	47	71	90
0,20	31,5	305	45,0	440	35	60	120	25,0	250	41,0	400	27	64	115
0,40	35,5	345	59,5	585	27	43	165	31,0	300	52,5	515	30	48	145
0,60	42,0	410	76,5	755	19	28	220	34,5	335	67,0	660	23	30	190
0,80	49,0	480	94,0	920	13	18	260	36,5	355	80,5	785	15	22	220
1,00	70,0	690	106,5	1045	7	11	295	35,5	345	75,5	745	22	26	195
1,20	70,0	690	107,0	1050	3	6	315	35,5	345	71,5	705	24	30	200
1,40	67,0	660	103,5	1015	1	3	300	35,0	340	68,0	660	19	25	215

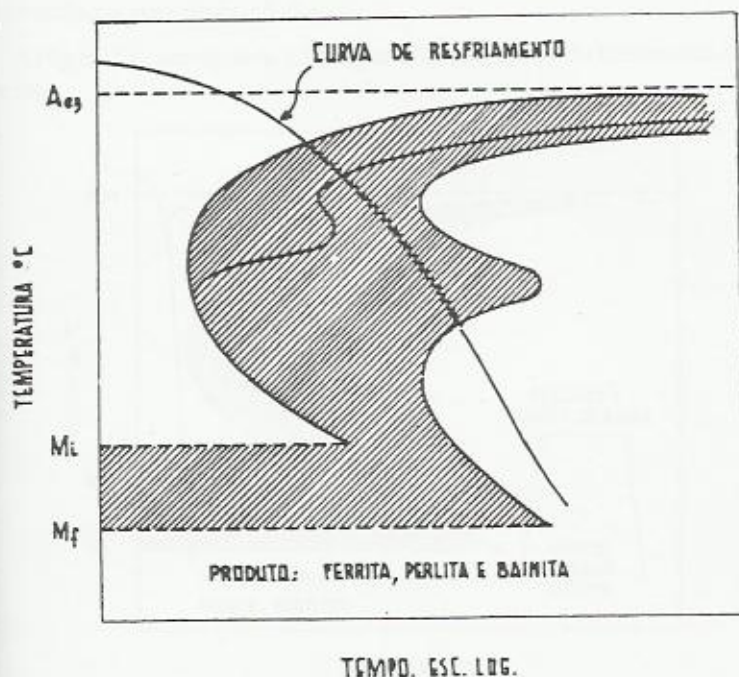


Fig. 54 - Diagrama de transformação mostrando a possibilidade de obtenção da bainita pela normalização

5. *Conclusões parciais* – O exposto mostra que o recozimento e normalização são operações básicas para a aplicação dos aços, visto que produzem estruturas normais, importantes para o uso imediato dos aços, eliminando as tensões que podem prejudicar o seu emprego, ao mesmo tempo que os preparam adequadamente para outras eventuais operações térmicas.

IV

TÊMPERA E REVENIDO DOS AÇOS

1. *Introdução* – A têmpera e o revenido (ou revenimento) do aço são operações de tratamento térmico aplicadas principalmente nas ligas ferrosas e têm por objetivo produzir uma estrutura que permite ao material submetido a essas operações adquirir propriedades de dureza e resistência mecânica compatíveis com as condições de sua utilização.

2. *Têmpera* – Esse é o tratamento térmico mais importante, porque é por intermédio dele, acompanhado pelo revenido, que se obtém as estruturas e as propriedades que permitem o emprego do aço em peças de maior responsabilidade e em aplicações mais críticas, como as que se encontram na indústria mecânica, na indústria de transporte e em outros segmentos industriais.

A operação de têmpera visa a obtenção do constituinte "martensita".

Já se estudou no Capítulo II, o mecanismo de formação da martensita, sua forma cristalina e suas propriedades.

A Figura 55 corresponde ao diagrama esquemático do tratamento de têmpera e revenido:

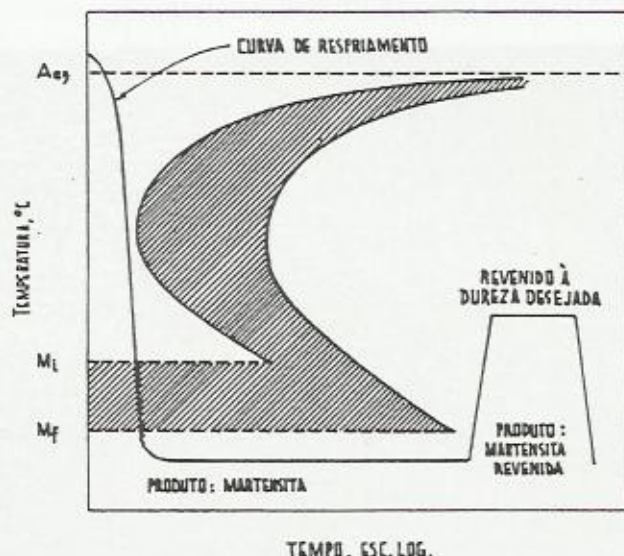


Fig. 55 – Diagrama esquemático representativo das operações de têmpera e revenido

A operação consiste em resfriamento rápido, a partir da temperatura de austenitização, em meio de grande capacidade de resfriamento, como água, salmoura, óleo e, eventualmente, ar.

A velocidade de resfriamento deve ser tal que a curva de resfriamento pelo menos tangencie o cotovelo ou joelho da curva de início de transformação da austenita (de modo a evitar que essa se transforme nos constituintes normais) e atinja as linhas horizontais correspondentes à formação de martensita.

Essa velocidade de resfriamento dependerá da posição das curvas em C, ou seja do tipo de aço e da forma e dimensões das peças.

De acordo com as dimensões das peças, pode-se obter estruturas mistas, pois é possível que o núcleo das peças não resfrie com velocidade suficiente de modo a evitar a formação de alguma perlita.

Microfotografias da martensita, com grandes aumentos (superiores a 1 000 vezes) dão a impressão que os cristais individuais são de forma acicular. Na realidade, a impressão é enganadora, pois a microfotografia corresponde a uma secção bidimensional de um objeto de três dimensões. De fato, se os cristais de martensita fossem aciculares, alguns deles deveriam aparecer em secções transversais, com forma aproximadamente circular. Como isso não se verifica, pode-se concluir que os cristais de martensita devem possuir a forma de placas, as quais são alongadas ao longo de um eixo e se apresentam mais espessas no centro do que nas extremidades.

A martensita transfere sua elevada dureza e grande fragilidade ao aço temperado, cuja resistência à tração também aumenta consideravelmente.

A Figura 56 mostra o aspecto micrográfico da martensita:

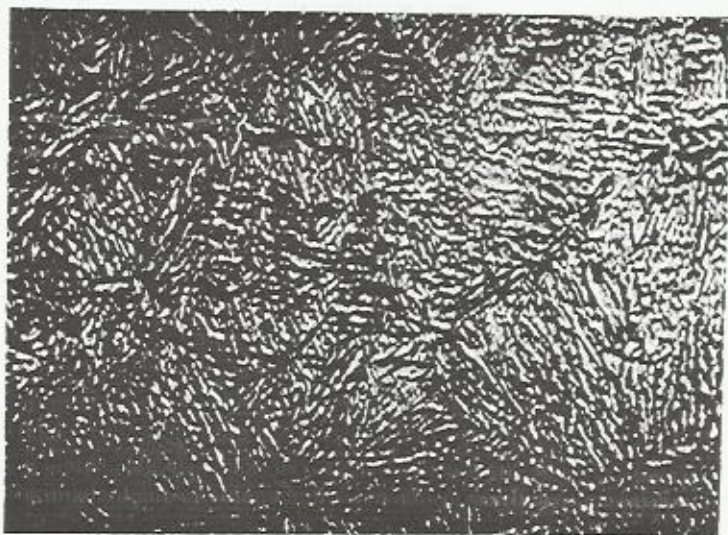


Fig. 56 – Aspecto micrográfico de aço temperado, mostrando o constituinte martensita. Ataque: nital. Ampliação: 1000 vezes.

A dureza da martensita aumenta com o aumento do teor de carbono, como a Figura 57 indica.

Na composição eutetóide, a dureza da martensita é de cerca de 65 Rockwell C.

A tendência de aumento da dureza da martensita com o aumento do teor de carbono é compreensível, pela influência que o carbono exerce sobre a estrutura do ferro. O mesmo efeito é exercido por inúmeros elementos de liga, devido à formação de carbonetos complexos.

Ao mesmo tempo que as propriedades mecânicas sofrem grande alteração pela têmpera, originam-se, nas peças temperadas, tensões de grande vulto, quer de natureza térmica, devido ao resfriamento drástico, quer de natureza estrutural, devido à brusca mudança de fases.

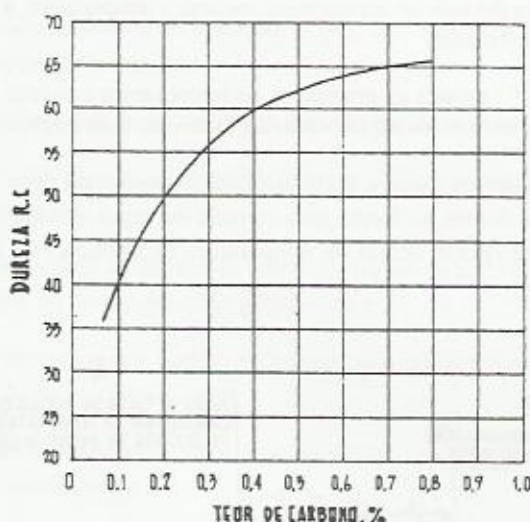


Fig. 57 – Influência do teor de carbono sobre a dureza da martensita

Essas tensões devem ser, imediatamente após a têmpera, aliviadas ou eliminadas, para devolver ao aço o equilíbrio necessário. Ao mesmo tempo deve-se corrigir os excessos cometidos pela têmpera sobre as propriedades mecânicas, sobretudo em relação à ductilidade, que praticamente se anula.

Essas correções, além do alívio ou eliminação de tensões, são conseguidas mediante a aplicação no aço temperado da operação de revenido, a ser estudada mais adiante.

2.1 Considerações sobre a têmpera – Sendo a têmpera um tratamento térmico que exige geralmente um resfriamento rápido, a velocidade de resfriamento constitui um dos fatores mais importantes para o êxito da operação.

O mecanismo de resfriamento é aparentemente simples, sobretudo no caso de peças de secção regular, onde as velocidades de resfriamento, nas diversas profundidades, podem ser previstas com certa precisão.

Contudo, não é bem assim, porque vários fatores entram e jogo no mecanismo de resfriamento, tais como⁽²¹⁾:

- forma da peça, que afeta o suprimento de calor do núcleo à superfície;
- condições externas, incluindo a própria superfície da peça;
- potencial de extração do calor do meio de resfriamento, em condições normais, ou seja sem agitação e temperatura e pressões normais;
- modificação do potencial de extração de calor do meio de resfriamento, quando as condições deixam de ser normais, ou seja a temperatura, a pressão e a agitação do meio se modificam.

A Figura 58⁽²¹⁾ mostra os gradientes de temperatura e outros fatores que afetam o resfriamento, num meio líquido sem agitação, de uma engrenagem.

Nota-se o fluxo de calor a partir do núcleo quente da peça até a superfície onde, nas raízes dos dentes, se forma uma camada de vapor, devido ao grande suprimento de vapor que ocorre acima da temperatura de ebulição do líquido e a in-

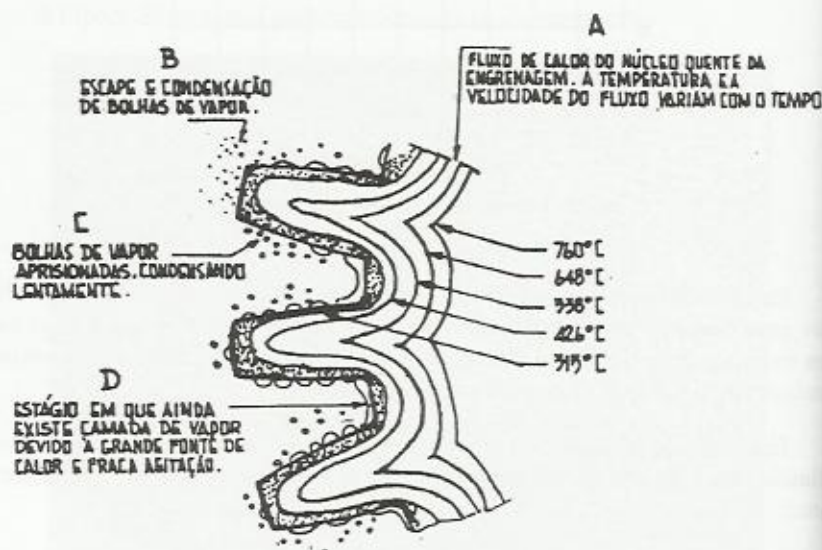


Fig. 58 - Gradiente de temperaturas e outros fatores afetando o resfriamento de uma engrenagem

existência de agitação. Em certos líquidos, podem formar-se bolhas grandes e aderentes (estágio C da figura), enquanto em outros podem formar-se inúmeras bolhas, pequenas e facilmente destacáveis (estágio D da figura).

Se a engrenagem tivesse sido aquecida por chama ou indução, ter-se-ia uma camada aquecida fina e uniforme, conformada de acordo com o contorno da engrenagem. Nesse caso, o suprimento de calor à área superficial seria mais consistente e o resfriamento progrediria mais rapidamente.

A agitação do líquido modifica as características de transferência de calor do meio de resfriamento, ocasionando uma quebra mecânica da camada de vapor formada inicialmente e produzindo bolhas de vapor menores e mais facilmente destacáveis.

Mesmo num líquido sem agitação, ocorre um movimento inevitável quando se mergulha a peça quente no meio.

Outros fatores que podem afetar o mecanismo de resfriamento são:

- sólidos que podem se depositar na superfície das peças quando resfriadas em óleo, salmouras etc.;
- géis que podem se formar na interface líquido/gás da camada de vapor em álcool polivinílico ou certas soluções gelatinosas e
- outros depósitos que podem se formar ou modificações que podem ocorrer no próprio líquido de resfriamento.

A agitação do meio também rompe ou desloca os géis e sólidos, melhorando as condições de resfriamento.

A temperatura do meio de resfriamento afeta sua capacidade de extração de calor: quanto mais alta a temperatura do meio, menor a velocidade de transferência do calor.

A compreensão do mecanismo de resfriamento é facilitada pelo desenvolvimento das chamadas "curvas de resfriamento", estudadas para cada tipo específico de meio de resfriamento.

Para o traçado dessas curvas, utiliza-se uma amostra do aço em estudo e uma amostra do líquido de resfriamento. Um ou mais pares termoeletrônicos são empregados para determinar as temperaturas, mediante um registrador de alta velocidade. Os dados obtidos são lançados num gráfico "tempo-temperatura", como o que está representado na Figura 59⁽²¹⁾. Nesse gráfico tem-se uma indicação das características de transferência de calor do sólido quente para o líquido frio:

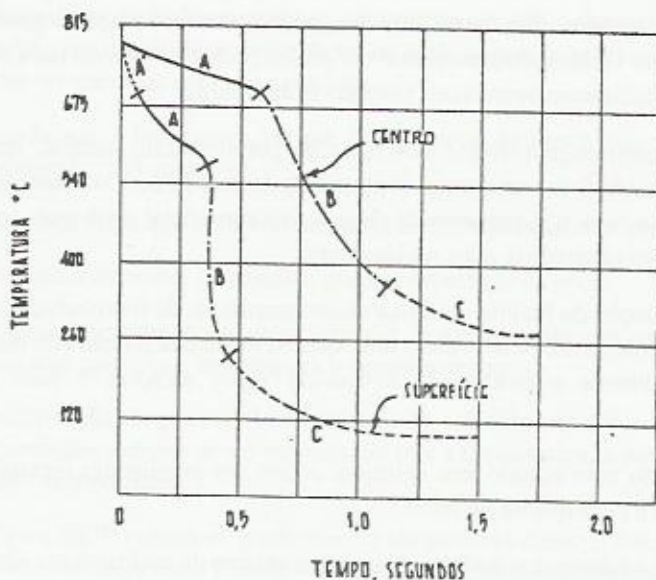


Fig. 59 — Curvas típicas de resfriamento da superfície e do centro, indicando os estágios de transferência de calor de um sólido quente a um líquido frio

O estágio A', relacionado com a superfície da peça, é pouco importante, pois sua duração é mínima (cerca de 0,1 segundo).

No estágio A chamado "estágio de resfriamento da camada de vapor", forma-se uma camada de vapor ininterrupta envolvendo a amostra. Esse estágio caracteriza-se por ser de resfriamento lento, porque a camada de vapor exerce uma ação isolante e o resfriamento se verifica por radiação através da camada de vapor.

Quando o meio de resfriamento for solução aquosa de solutos não voláteis com 5% de concentração (cloreto de potássio, hidróxido de sódio e outros) não ocorre o estágio A e as curvas de resfriamento começam imediatamente no estágio B.

Nesse estágio B, chamado "estágio de transporte de calor", verificam-se as maiores velocidades de transferência de calor. Ele tem início no momento em que a temperatura da superfície do metal fica levemente reduzida e a película contínua de vapor quebra; ocorre, então, ebulição violenta do líquido de resfriamento e o calor do metal é removido a alta velocidade, como as curvas indicam.

O estágio final C é denominado "estágio do resfriamento líquido". Tem início quando a temperatura da superfície da amostra metálica é reduzida à temperatura de ebulição do líquido de resfriamento. Abaixo dessa temperatura, a ebulição cessa, ocorrendo, logo a seguir, resfriamento lento por condução e convecção.

As curvas de resfriamento constituem um método de avaliação da capacidade de resfriamento dos meios de resfriamento.

2.2 Meios de resfriamento da têmpera – A escolha do meio de resfriamento para a operação de têmpera depende inicialmente de:

- dureza final desejada;
- forma e dimensões das peças
- capacidade de endurecimento do aço.

Em princípio, quanto maior for a capacidade de resfriamento do meio, maior a dureza final. Contudo, velocidades muito drásticas, proporcionadas por meios de grande capacidade de resfriamento, podem ser prejudiciais em função das dimensões e formas das peças. Deve-se, então, levar em conta a capacidade de endurecimento do aço, para que se obtenha o compromisso entre a dureza final e as restrições impostas pela forma e dimensões das peças.

Os vários meios de resfriamento apresentam velocidades de resfriamento diferentes.

A Tabela 8⁽²²⁾ mostra, em amostras de três diâmetros diferentes, a velocidade relativa de resfriamento de diversos meios, conferindo-se à água sem agitação, para a amostra de 1" de diâmetro, o índice 1:

TABELA Nº 8
Velocidade relativa de resfriamento de diversos meios

Meio de resfriamento	Velocidade relativa de resfriamento para diâmetros de:		
	1"	2"	3"
O mais drástico (teórico)	1,23	0,30	0,14
Água em agitação	1,00	0,27	0,13
Óleo em agitação	0,40	0,18	0,093
Corrente de ar	0,032	0,0157	0,0102
Ar tranquilo	0,0152	0,0075	0,0048

A Tabela 9⁽²²⁾, mediante técnica diferente, indica as velocidades de resfriamento em vários meios. À água a 18 °C, sem agitação, conferiu-se o índice 1:

Finalmente, a Tabela 10⁽²¹⁾ mostra o efeito da agitação do meio de resfriamento sobre a velocidade de resfriamento. À água a 20 °C, sem nenhuma agitação, conferiu-se o índice 1.

A capacidade de resfriamento de um meio, ou seja a capacidade do meio extrair calor de uma peça quente, pode ser expressa em termos de "severidade de res-

TABELA Nº 9

Velocidade de resfriamento no centro de uma esfera de 4 mm de diâmetro de Ni-Cr através da faixa de temperatura 720/550°C durante o esfriamento em vários meios, a partir de 860°C

Melo de resfriamento	Velocidade de resfriamento relativas à da água a 18°C na faixa de temperatura de 720° a 550°C
Solução aquosa a 10% NaOH	2,06
Solução aquosa a 10% NaCl	1,96
Solução aquosa a 10% Na ₂ CO ₃	1,38
Água a 0°C	1,06
Água a 18°C	1,00
Água a 25°C	0,72
Óleo 1	0,30
Óleo 2	0,22
Óleo 3	0,20
Água a 50°C	0,17
Óleo 4	0,16
Óleo 5	0,14
Tetracloreto de carbono	0,055
Água a 75°C	0,047
Água a 100°C	0,044
Ar líquido	0,039
Ar	0,028
Vácuo	0,011

A velocidade de resfriamento para a água a 10°C é 1810° por segundo através da faixa de temperaturas 720°/550°C e 450°C por segundo a 200°C.

TABELA Nº 10

Efeito da agitação do meio de resfriamento sobre a velocidade de resfriamento

Estado do meio de resfriamento	Óleo a 60°C	Água a 20°C	Salmoura a 20°C
Nenhuma circulação do líquido ou agitação da peça	0,2	1,0	2,0
Circulação ou agitação moderada	0,3	1,1	2,1
Boa circulação	0,4	1,4	—
Circulação forte	0,6	1,8	—
Circulação violenta	1,0	4,0	5,0

friamento H". Os valores de H dos vários meios de resfriamento estão indicados na Tabela 4 (pág. 41) já vista.

Conhecido o valor de H, pode-se construir um gráfico relacionando H com diâmetro de barras e endurecibilidade do aço. A Figura 60 mostra um gráfico desse tipo, às vezes chamado "gráfico Grossmann"⁽²¹⁾.

A utilização do gráfico é dada pelo seguinte exemplo:

— suponha-se uma barra de 1" de diâmetro temperada em óleo com "boa agitação" ou seja "severidade de resfriamento H = 0,50". Levando a horizontal correspondente a 1" até a linha correspondente a H = 0,50 obtém-se, através da vertical até as abscissas, o valor da distância da extremidade resfriada equivalente a 5/16", o que significa que o centro da barra apresentará a mesma dureza que aquela que se obtém na distância de 5/16" de uma amostra submetida ao ensaio Jominy.

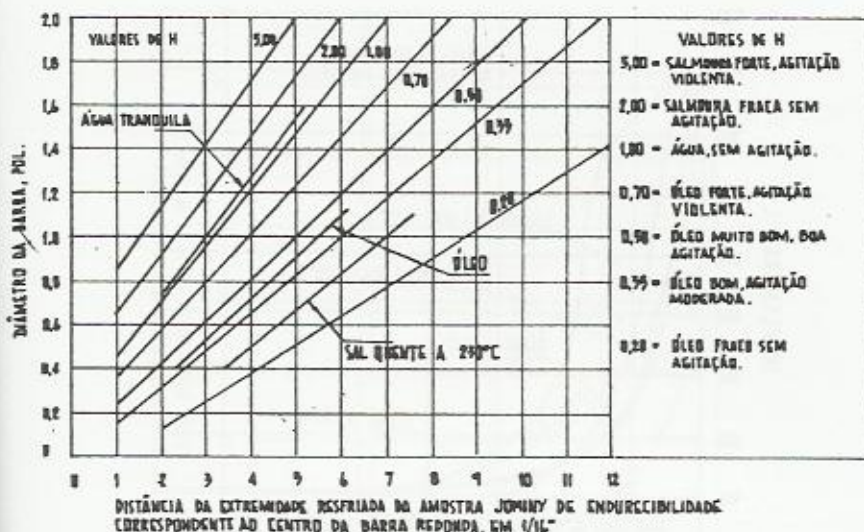


Fig. 60 - Gráfico Grossmann relacionando a severidade de resfriamento H com o diâmetro da barra e a endurecibilidade do aço

As soluções aquosas constituem os meios mais drásticos de resfriamento e são igualmente os de menor custo. Assim, são os meios preferidos, desde que as peças apresentem formas que não provoquem excessivo empenamento ou mesmo fissuração durante a têmpera.

A água principalmente tem seu uso limitado a peças simples e simétricas e para a têmpera de aços de baixa capacidade de endurecimento (aços-carbonos ou de baixo teor em liga), os quais exigem maiores velocidade de resfriamento.

As condições de resfriamento desse meio melhoram se a temperatura for mantida entre 13 °C e 24 °C aproximadamente. A Tabela 9 indica como o poder de resfriamento da água decresce rapidamente com o aumento da temperatura, o que também está comprovado pela Figura 61⁽²⁾.

A agitação da água aumenta igualmente a velocidade de resfriamento, pela dispersão das bolhas de vapor vizinhas à superfície das peças, o que permite um contato mais íntimo da água fria com essa superfície. As Tabelas 8 e 10 comprovam esse fato.

A agitação da água ou de qualquer outro meio líquido de resfriamento é realizada por meio de propulsores mecânicos, bombas de recirculação e outros dispositivos.

Deve-se procurar evitar a presença de substâncias como sabões, algas que capturam a camada de vapor, impedindo que a água entre em contato rápido com as peças, o que reduz a velocidade de resfriamento.

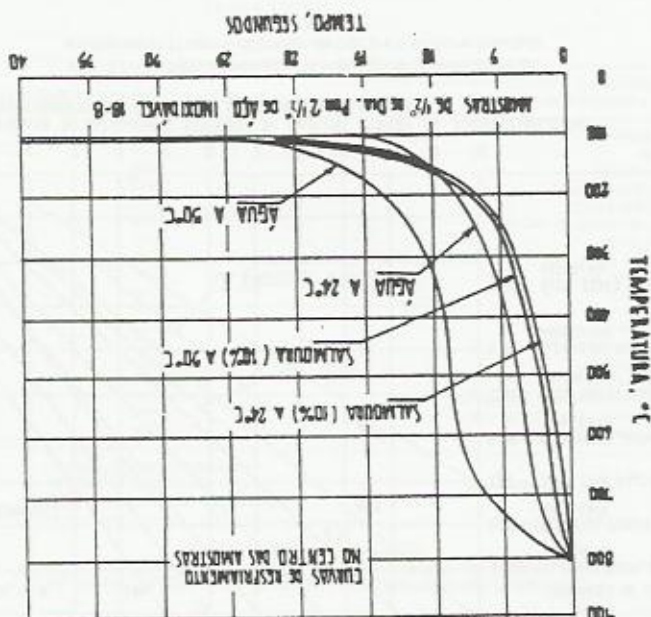


Fig. 61 - Curvas de resfriamento no centro de amostras de aço inoxidável 18-8, mostrando o efeito da temperatura na capacidade de resfriamento de água comum e salmoura

As salmouras são soluções aquosas de cloreto de sódio ou potássio, frequentemente com aditivos que, entre outros efeitos, inibem a corrosão. Como as tabelas anteriores mostram, a velocidade de resfriamento dessas soluções é maior que a da água para o mesmo grau de agitação, o que significa que para uma determinada velocidade de resfriamento, pode-se empregar menor intensidade de agitação.

Os tempos necessários para resfriar o centro e a superfície de amostras de dimensões idênticas do mesmo aço, a partir de 874 °C até 299 °C, em função da temperatura da solução, são mostrados na Figura 62(11).

As salmouras apresentam o inconveniente de ser de natureza corrosiva, de modo que se recomenda que o equipamento para o seu manuseio (tanques, bombas, transportadores etc.) seja revestido com camadas protetoras contra a corrosão ou seja manufaturado de ligas resistentes à corrosão. Do mesmo modo, com o fim de proteger o equipamento circunvizinho, recomenda-se a adoção de coifas para captar as fumugas corrosivas dos banhos de salmoura.

Em relação aos óleos, existem muitas variedades, desde os convencionais produzidos pela destilação de óleos crus e misturados de modo a apresentar determinadas viscosidades, até os de rápido resfriamento que constituem misturas de viscosidades inferior à dos óleos convencionais, com aditivos especiais para aumentar a capacidade de resfriamento.

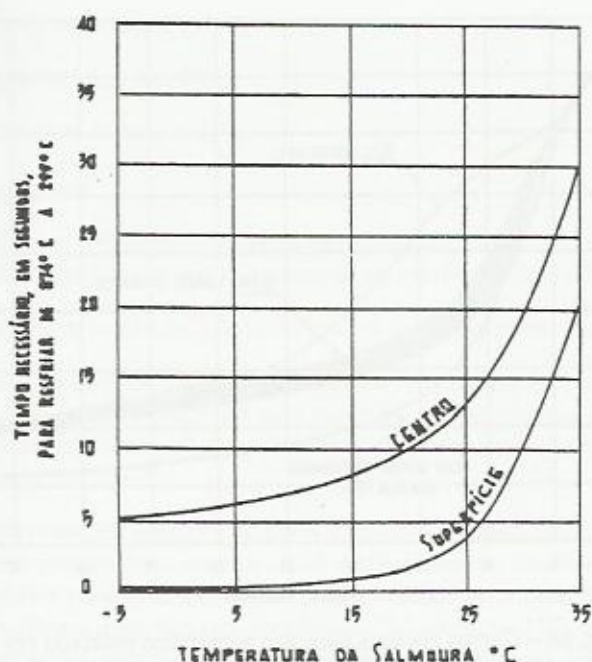


Fig. 62 – Efeito da temperatura na têmpera em salmoura

Os óleos convencionais são um meio de resfriamento mais brando que a água ou salmoura; neles, a transição do estágio de transporte de vapor ao estágio de resfriamento do líquido é menos acentuada, de onde o choque térmico no resfriamento é menor, a probabilidade de empenamento diminui e o meio se recomenda sempre que a endurecibilidade do aço o permita.

Os óleos de resfriamento rápido possuem uma velocidade de resfriamento próximo da velocidade inicial de resfriamento da água, porque a duração do estágio "camada de vapor" é menor, com as vantagens de possuírem os outros característicos típicos dos óleos convencionais.

A Figura 63 compara as curvas de resfriamento, no centro de amostras de aço inoxidável austenítico, de óleo convencional ou oito óleos rápidos (faixa escura)⁽²¹⁾.

De qualquer modo, a escolha de um tipo de óleo como meio de resfriamento pode ser baseada ou na experiência do operador ou, quando esta não existe, na realização de uma série de ensaios que permitem estabelecer o tipo de óleo que produza uma velocidade de esfriamento tal que possa proporcionar às peças a estrutura e a dureza desejadas, sem empená-las e ao custo mais baixo:

Outro meio líquido de resfriamento é constituído por soluções diluídas de álcool polivinílico em água. Essas soluções apresentam uma capacidade de resfriamento maior que os óleos mais rápidos mas menor que a água ou salmoura.

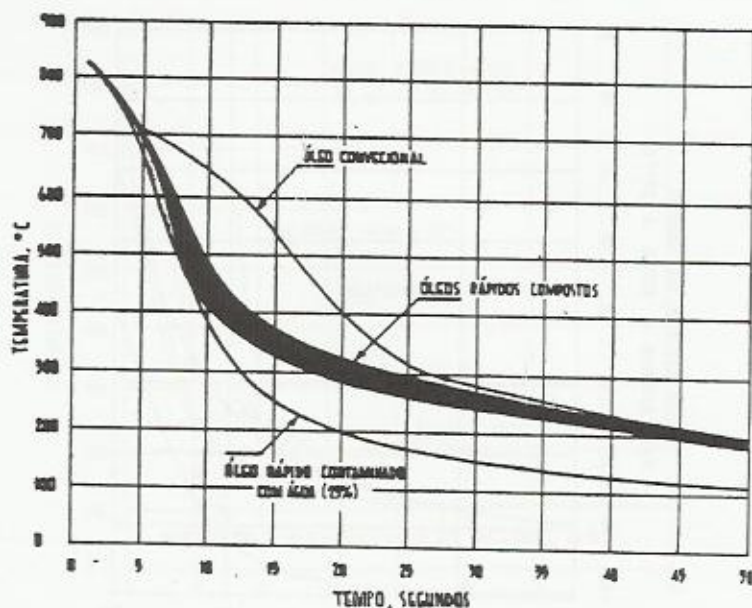


Fig. 63 – Curvas centrais para aço austenítico resfriado em vários tipos de óleo. A temperatura do óleo era de 51°C. Amostras de 1/2" x 2-1/2"

Banhos de sal são empregados por um meio líquido de resfriamento e aumentos térmicos específicos, como austêmpera, de tentação, têmpera de aços rápido: os quais serão abordados mais adiante.

Na têmpera, emprega-se ainda como meio de resfriamento o ar e, eventualmente, gases, desde que a temperabilidade dos aços permita.

Os gases constituem um compromisso entre o ar tranquilo, cuja velocidade de resfriamento nem sempre é suficiente e o óleo, cuja velocidade de resfriamento pode, às vezes, provocar inconvenientes. A têmpera em atmosfera gasosa tem sido usada em grandes forjados, para diminuir as possibilidades de fissuração⁽²¹⁾.

No processo de resfriamento, em atmosfera gasosa, as peças austenitizadas são colocadas diretamente numa câmara, em que se produz uma corrente de gás. Os gases usualmente empregados são equivalentes às atmosferas controladas, as quais, além de produzirem o resfriamento necessário, servem de proteção à oxidação, resultando uma superfície brilhante.

Outro método de resfriamento utiliza "névoa" obtida por uma corrente de gás que se move rapidamente, contendo gotas de água⁽²¹⁾.

Finalmente, estão em crescente utilização os meios de resfriamento à base de polímeros ou soluções de polímeros, entre os quais podem ser chamados os seguintes⁽²³⁾:

- álcool polivinílico PVA;
- glicóis polialcalinos PAG;
- polivinilpirrolidone PVP e
- poliacrilatos.

Esses meios vem sendo considerados bons substitutos de óleos, porém exigem manutenção e controle rigorosos para obter-se os resultados desejados.

Alguns deles, os glicóis, são mais severos que óleo, porém menos que a água.

Quando dissolvidos na água, a baixa concentrações, eles oferecem grande versatilidade; ou seja, modificando-se a concentração do polímero, modifica-se a velocidade de resfriamento. Quanto mais elevada a concentração, mais lentamente dissipa-se o calor do aço⁽²⁴⁾.

Considera-se que soluções de 8% a 15% de polímeros fornecem velocidades de resfriamento comparáveis com os óleos de resfriamento rápido⁽²⁴⁾. Desse modo, são recomendados para aplicações de baixa capacidade de endurecimento a onde se desejam as melhores propriedades mecânicas. Soluções de 15% a 30% permitem velocidades de resfriamento adequadas para um grande número de aços com máxima capacidade de endurecimento e aços para cementação⁽²⁴⁾.

3. *Revenido* – Esse tratamento consiste no reaquecimento das peças temperadas, a temperaturas situadas abaixo da linha inferior de transformação A_1 , do aço, como a Figura 55 mostra.

Dependendo da temperatura, pequenas ou grandes transformações na estrutura martensítica resultam.

Essas modificações estruturais apresentam a seguinte seqüência⁽²⁵⁾:

- entre 100 °C e 200 °C – não há modificações estruturais sensíveis. As estruturas, quando atacadas, apresentam aspecto mais claro, idêntico ao da martensita original (martensita branca), à temperatura mais baixa ou, a temperaturas mais elevadas, aspecto mais escuro. Essa última estrutura é comumente chamada "martensita revenida". Num aço de composição próxima do eutetóide, a dureza cai para RC 60. Nessa faixa de temperatura, pode ocorrer também a precipitação de um carboneto de ferro de transição chamado épsilon. As tensões começam a ser aliviadas;

- entre 200 °C e 260 °C – nessa faixa, o aço começa a perder mais dureza, embora não se verifique nenhuma modificação estrutural notável;

- entre 260 °C e 360 °C – inicia-se uma precipitação de carbonetos finos, a qual origina uma estrutura com a aparência de um agregado escuro onde ainda se nota a origem martensítica. Essa estrutura é, às vezes, chamada "troostita". A dureza continua caindo, chegando a valores em torno de 50 RC;

– entre 360 °C a 730 °C – nessa faixa ocorrem as maiores transformações estruturais e mecânicas. Quanto mais elevada a temperatura de revenido, mais grossas se tornam as partículas de cementita precipitada, as quais ficam perfeitamente visíveis numa matriz férrica. As estruturas são normalmente chamadas "sorbita" e a dureza cai para a RC 30. Nas proximidades da temperatura correspondente a A_1 (720 °C por exemplo), as partículas de cementita precipitada assumem uma forma esferoidal, donde o nome da estrutura "esferoidita". A dureza cai a valores da ordem de 5 RC a 8 RC, a tenacidade torna-se muito boa e o tipo de estrutura constituída de partículas de carboneto num fundo de ferrita confere ao aço as melhores características de usinabilidade.

O comportamento de aço altamente ligado no revenido sofre alterações porque, como se verá em outro capítulo, aços contendo titânio, cromo, molibdênio, vanádio, nióbio ou tungstênio podem apresentar, na faixa de temperaturas entre 500 °C a 600 °C, o fenómeno de "endurecimento secundário"; ou seja, aumento de dureza, devido à precipitação de carbonetos de liga e, eventualmente, transformação em martensita da austenita retida.

A Figura 64⁽²⁶⁾ mostra a percentagem de transformação de austenita retida para um aço-liga com 1,22 C, em função de três temperaturas de revenido.

As Figuras 65 e 66 representam, respectivamente, os aspectos micrográficos de uma estrutura mista troostita-martensita e de uma estrutura sorbítica, ambas obtidas no revenido de aços temperados.

Na realidade, existem duas faixas de temperaturas favoráveis para o revenido dos aços, no sentido de melhorar sua tenacidade: 150 °C a 200 °C, na qual resulta apenas um ligeiro acréscimo da tenacidade e acima de 425 °C, na qual se obtém uma melhoria considerável da tenacidade, com prejuízo, porém, da resistência mecânica e da dureza.

A faixa mais baixa de temperatura é recomendada para aplicações que exigem altas resistências mecânica e à fadiga, em aços de médio-carbono e onde as cargas são principalmente de compressão, como em mancais e engrenagens de alto-carbono.

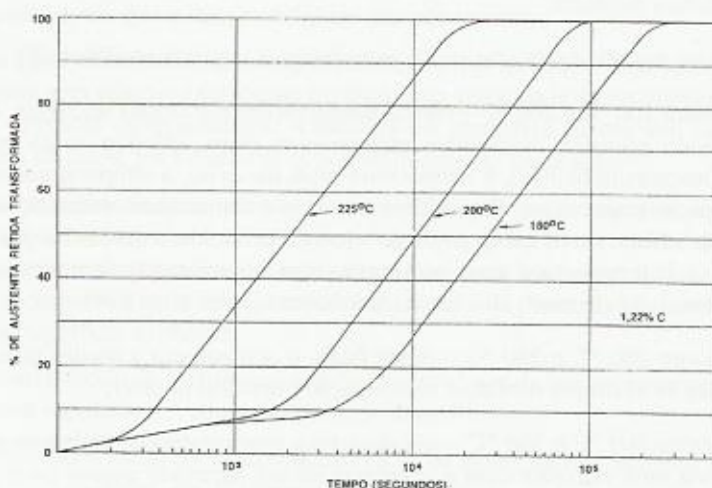


Fig. 64 – Quantidade de austenita retida para aço com 1,22% C em função de três temperaturas de revenido

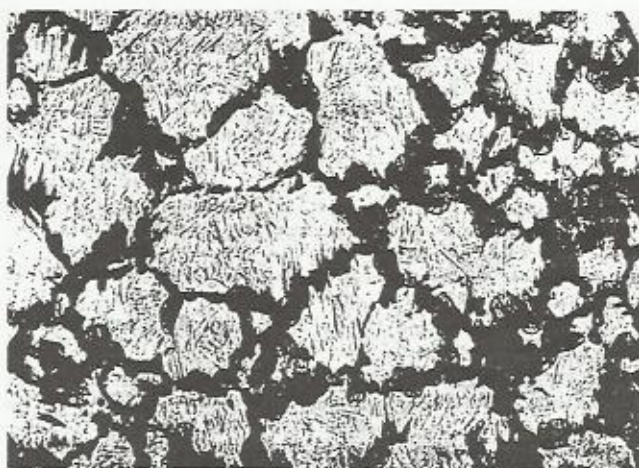


Fig. 65 – Aspecto micrográfico da estrutura mista troostita-martensita. Ataque: nital. Ampliação: 200 vezes

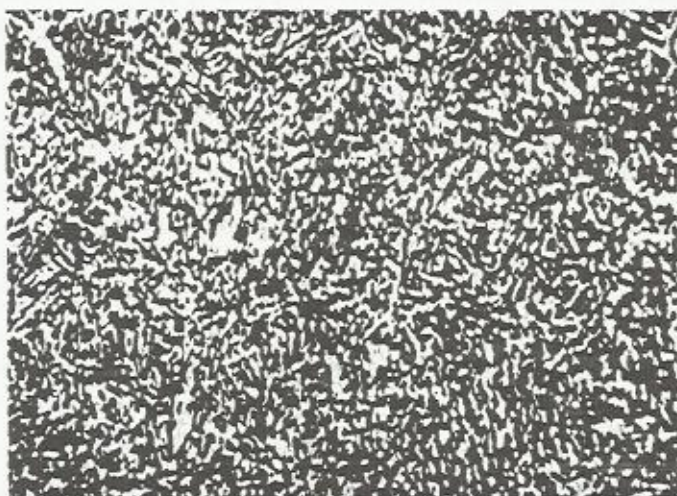


Fig. 66 – Aspecto micrográfico da estrutura sorbita obtida pelo revenido de aço temperado. Ataque: nital. Ampliação: 1000 vezes

O revenido acima de 425°C é empregado em peças cujo principal característico deva ser alta tenacidade e onde, em consequência, a resistência mecânica e a dureza são caraterísticos secundários.

A Figura 67⁽²⁶⁾ representa a tenacidade sob choque em função da temperatura de revenido de aços temperados, de médio-carbono a baixo teor em liga.

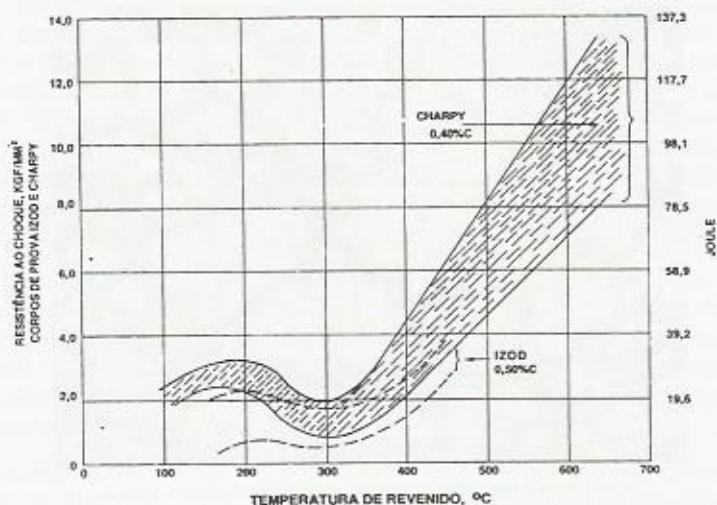


Fig. 67 - Influência da temperatura de revenido sobre a tenacidade de aços de médio carbono e baixo teor em liga

Nela verifica-se que, mais ou menos na faixa de 260 °C a 370 °C, ocorre uma queda de tenacidade. Esse fenômeno é conhecido com o nome de "fragilidade da martensita revenida", assunto esse que será tratado mais adiante, simultaneamente com o fenômeno de "fragilidade de revenido".

A Figura 68 mostra o efeito da temperatura de revenido sobre a dureza de um aço 1045 temperado, além do efeito sobre a resistência ao choque.

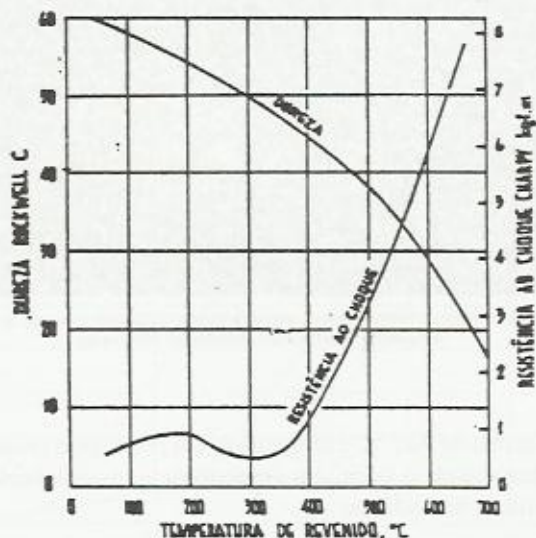


Fig. nº 68 - Efeito da temperatura de revenido sobre a resistência ao choque e a dureza de aço temperado

Finalmente, além da temperatura, o tempo à temperatura é importante na operação de revenido, como está indicado na Figura 69:

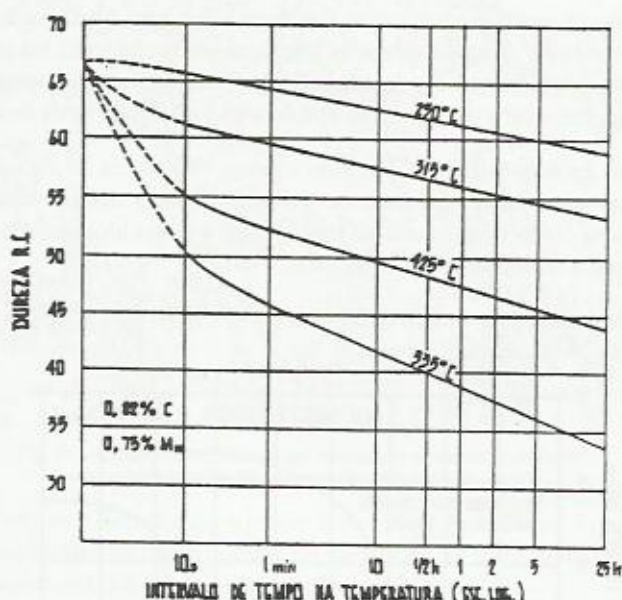


Fig. 69 – Influência do tempo na dureza obtida pelo revenido de aço de alto carbono realizado a quatro temperaturas diferentes

3.1 Fragilidade pelo revenido – Como já se mencionou, durante a operação de revenido, há uma faixa de temperatura (260 °C a 370 °C) que provoca uma queda da tenacidade. Esse fenômeno é denominado "fragilidade da martensita revenida" ou "fragilidade a 350 °C".

Outro tipo de fragilização ocorre na faixa entre 375 °C e 575 °C, durante o revenido nessa faixa de temperaturas ou quando o aço é resfriado lentamente através dessa mesma faixa.

Esse fenômeno é conhecido com o nome de "fragilidade de revenido".

Não há ainda explicações convincentes para explicar os fenômenos.

O primeiro, "fragilidade da martensita revenida" pode, ou não, estar associado com segregações de átomos impuros nos contornos de grão da austenita, antes da tempera⁽²⁶⁾.

Por seu lado, a "fragilidade de revenida" seria causada pela presença de determinadas impurezas nos aços. As impurezas consideradas mais maléficas nesse sentido são o antimônio, o fósforo, o estanho e o arsênio, em teores de 0,01% ou menos. Do mesmo modo, o silício e o manganês, em teores elevados, parecem ser prejudiciais. Os aços-carbono comuns, desde que o manganês seja mantido abaixo de 0,5%, não são muito sujeitos ao fenômeno⁽²⁶⁾. Os aços mais suscetíveis são aços-liga ao

cromo, ao cromo-manganês, ao níquel e ao cromo-níquel. O molibdênio, ao contrário, reduz a tendência à fragilidade de revenido.

De qualquer modo, para evitar os fenômenos nos aços suscetíveis aos mesmos, deve-se procurar evitar o aquecimento às temperaturas prejudiciais ou procurar, pelo menos inicialmente, aumentar a velocidade de resfriamento, após o aquecimento para o revenido, para encurtar a permanência dos aços naqueles intervalos de temperatura.

O efeito da fragilidade de revenido sobre a resistência ao choque do aço se traduz pelo aumento da temperatura de transição fratura dúctil: fratura frágil. A Figura 70 mostra como o resfriamento rápido após o revenido à temperatura crítica melhora a referida temperatura de transição.

A aço ensaiado é do tipo SAE 5140 (0,40 C e 0,70 Cr a 1,10 Cr) e o revenido foi realizado a 620 °C durante 2 horas.

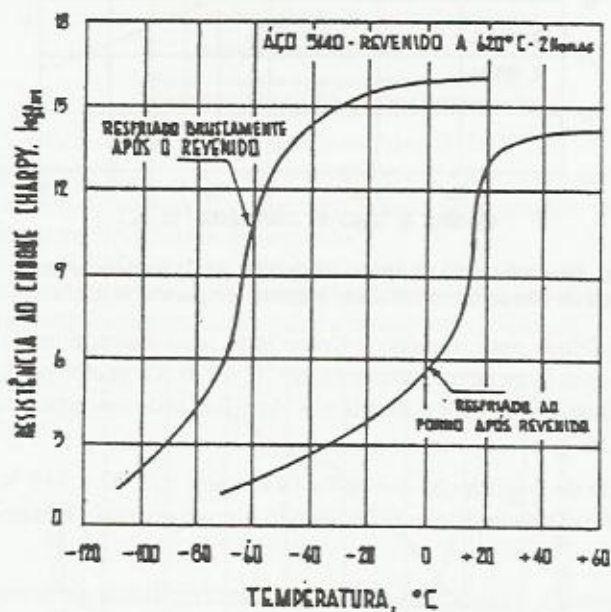


Fig. 70 – Valores de resistência ao choque de aço SAE 5140 para duas condições de resfriamento após o revenido

4. *Esferoidização ou coalescimento* – Esse é um tratamento que visa produzir uma microestrutura esferoideal, constituída de pequenas partículas aproximadamente esféricas de carboneto num fundo ou matriz de ferrita (Figura 71).

Essa estrutura é obtida em aços de forno e alto-carbono e caracteriza-se por ser dúctil e ao mesmo tempo de alta usinabilidade, de modo que a mesma é muito favorável para as operações de usinagem a que são submetidas peças de aço de alto teor de carbono antes de sua têmpera.

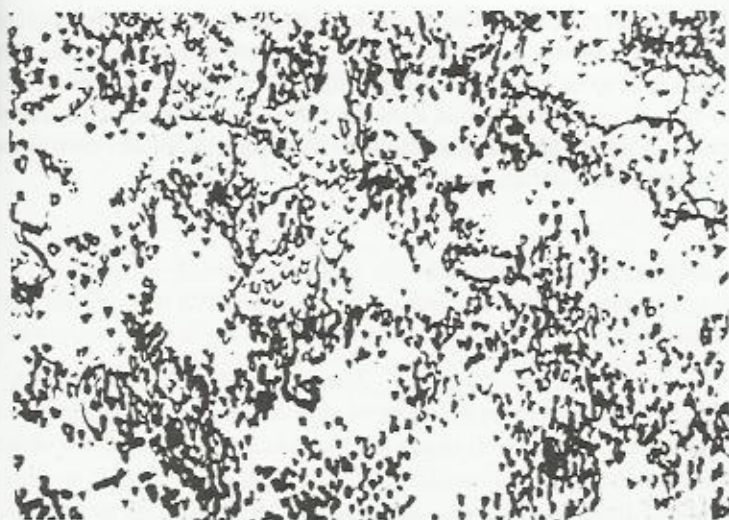


Fig. 71 – Aspecto micrográfico de aço coalescido, mostrando carbonetos esferoidais e ferrita. Ataque: nital. Ampliação: 1000 vezes

A esferoidita é uma estrutura muito estável, porque a ferrita é geralmente livre de tensões e as partículas arredondadas de carboneto de ferro apresentam um mínimo de área interfacial por unidade de volume de partícula⁽²⁷⁾.

Há várias técnicas, no tratamento de esferoidização, que permitem obter a estrutura esferoidal.

Partindo-se, por exemplo, de uma estrutura essencialmente perlítica, aquecida nas proximidades da linha inferior de transformação A_1 , (em torno de 700 °C ou abaixo), obtém-se a esferoidita. Contudo, esse tratamento exige, às vezes, centenas de horas⁽²⁷⁾.

O processo é mais rápido em estruturas bainíticas, porque nelas os carbonetos estão na forma de partículas isoladas.

As melhores condições para obter a microestrutura esferoidal correspondem a uma microestrutura inicial martensítica reaquecida logo abaixo da linha inferior de transformação.

Uma das técnicas mais empregadas, e também rápida, consiste em efetuar uma austenitização parcial ou total e, em seguida, manter o aço logo abaixo da linha A_1 , ou resfriar muito lentamente na faixa correspondente a A_1 , ou mediante aquecimento alternado logo acima e logo abaixo da linha A_1 .

A Figura 48⁽²⁷⁾, já mostrada, representa esquematicamente as faixas de temperatura para esferoidização, além de recozimento para recristalização e alívio de tensões.

5. *Conclusões parciais* – Como se viu, a têmpera e o revenido conferem aos aços, com teor de carbono e, eventualmente, com outros elementos de liga, propriedades para aplicações em que se exigem dureza e resistência mecânica elevadas. O revenido corrige as distorções que a têmpera pode produzir no aço a que possam comprometer sua aplicação. Por essas razões, essas operações são consideradas as mais importantes para a utilização dos aços.

V

TRATAMENTOS ISOTÉRMICOS

1. *Introdução* – Esses tratamentos são baseados nas transformações isotérmicas estudadas no Capítulo IV [O autor deve conferir, se é isso mesmo!], ou seja, no conhecimento das curvas em C. São dois tratamentos básicos: martêmpera e austêmpera.

2. *Martêmpera* – Visa a obtenção da martensita, porém em condições diferentes da têmpera normal, pois, como se vê pelo exame da Figura 72, o resfriamento é rápido até logo acima da linha M_i de início de formação da martensita. Desse ponto até que seja ultrapassada a linha M_f , diminui-se a velocidade de resfriamento de modo a ter-se uniformização da temperatura em toda a seção das peças e transformação mais lenta da austenita em martensita. A seguir resfria-se ao ar:

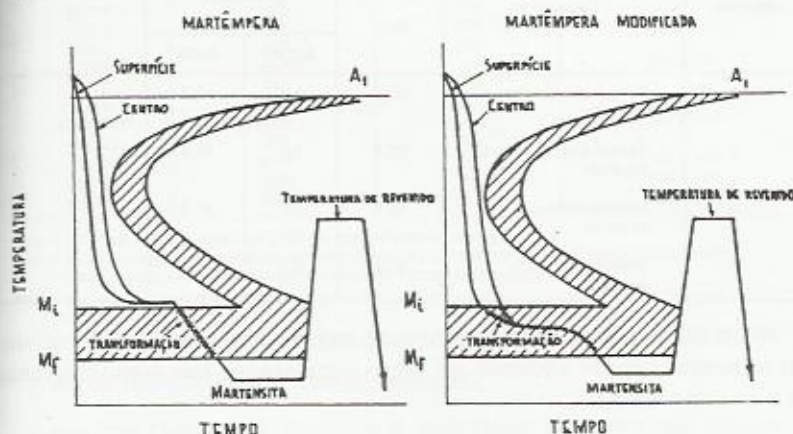


Fig. 72 – Diagramas isotérmicos mostrando os tratamentos de martêmpera convencional e martêmpera modificada

Como a permanência do aço na faixa $M_i - M_f$ é mais longa, a transformação na superfície e no centro das peças se realiza praticamente de modo simultâneo, o que reduz as tensões internas e a probabilidade de empenamento.

A "martêmpera modificada" difere da martêmpera convencional pelo fato da temperatura do banho de resfriamento situar-se logo abaixo da linha M_i (em torno de 90°C), onde o aço permanece para uniformização da temperatura, transformação da austenita em martensita, seguindo-se resfriamento ao ar.

Na martêmpera modificada, a velocidade de resfriamento é maior e, como a temperatura do banho de resfriamento é menor que na martêmpera convencional, pode-se utilizar um meio mais simples de resfriamento, como o óleo.

Na martêmpera convencional, emprega-se como meio de resfriamento, banhos de sal.

Na martêmpera modificada, contudo, há maiores riscos de empenamento em peças delicadas, o que exige uma adequada previsão para excesso de material nas peças, com vistas à retificação posterior.

Ambos os processos não substituem a têmpera comum a os aços, depois de martemperados, devem ser submetidos ao revenido.

Além de diminuir o empenamento e as tensões internas, a martêmpera melhora as propriedades de resistência ao choque, como se verifica pelo exame da Tabela 11, relativa a um aço 1095⁽²⁸⁾:

TABELA Nº 11
Propriedades mecânicas de aço SAE 1095 submetido à
têmpera e à martêmpera

Amostra	Tratamento	Dureza R.C.	Resistência ao choque		Alongamento %
			kgf.m	Joule	
1	Temperado em água e revenido	53,0	1,6	15,7	0
2	Temperado em água e revenido	52,5	1,9	18,6	0
3	Martemperado e revenido	53,0	3,8	37,3	0
4	Martemperado e revenido	52,8	3,3	32,4	0

A martêmpera aplica-se a grande variedade de aços a peças e tem-se mostrado um tratamento muito eficiente em peças cementadas, tais como engrenagens, cames e eixos escatelados.

Os aços mais comumente usados e que permitem endurecimento total pertencem às classes 1 070, 1 090, 4 140, 4 150, 4 340, 4 640, 5 140, 6 150, 8 630, 8 640, 8 740, 8 745 e os tipos para cementação 3 312, 4 620, 5 120, 8 620 e 9 130.

A Tabela 12⁽²⁸⁾ apresenta as temperaturas típicas de austenitização e martêmpera de alguns aços.

A martêmpera é uma operação também conhecida pelo nome de "têmpera interrompida".

2.1 Meios de resfriamento da martêmpera – Tanto óleos como banhos de sal são utilizados. Os primeiros até temperatura de 200 °C ou 230 °C e os segundos entre 200 °C a 400 °C: os banhos de sal são empregados principalmente na martêmpera convencional.

Os óleos são do tipo mineral parafínico e devem, em geral, apresentar maiores velocidades de resfriamento no primeiro estágio do processo, por isso sofrem um preparo especial. Em relação aos banhos de sal, os óleos apresentam as vantagens de temperatura de utilização inferior, mais fácil manuseio à temperatura ambiente, menor perda e as desvantagens de limitação da temperatura de emprego, deterioração durante o uso, riscos de incêndio etc.

Os banhos de sal mais comuns são constituídos de 50% a 60% de nitrato de potássio, 37% a 50% de nitreto de sódio e 0% a 10% de nitrato de sódio. Esses sais fundem a cerca de 130 °C e podem ser utilizados na faixa de temperatura de 163 °C a 538 °C.

TABELA Nº 12

Temperaturas típicas de austenitização e martêmpera para alguns tipos de aços

Aço	Austenitização °C	Temperatura, °C	
		Martêmpera em óleo	Martêmpera em banho de sal
1024	870	135	—
1070	843	176	—
1146	815	176	—
1330	843	176	—
4063	843	176	—
4130	843	—	204 a 260
4140	843	143	—
4140	830	—	232 a 274
4340, 4350	815	—	232 a 274
52100	857	190	—
52100	843	—	176 a 246
8740	830	—	232 a 274
8620	857	—	170 a 190

a — O tempo em óleo varia de 4 a 20 min. dependendo da seção
b — A temperatura de martêmpera depende da forma e dimensões das peças: temperaturas mais elevadas são usadas para seções mais finas e peças mais complexas.

Em comparação com os óleos, os sais apresentam as vantagens seguintes⁽²⁸⁾:

- maior faixa de temperatura de operação;
- pequena mudança de viscosidade numa larga faixa de temperaturas;
- estabilidade química, de modo que o banho não precisa ser renovado, mas somente compensado das perdas;
- maior facilidade de lavagem das peças, após o resfriamento e
- a uniformização da temperatura é mais rápida quando as peças são mergulhadas no sal.

As desvantagens se referem principalmente aos riscos de explosão quando as peças a serem martemperadas tenham sido cementadas ou austenitizadas em banhos de sal de cianetos, visto que esses sais não são compatíveis com os sais de martêmpera.

No caso, pois, de austenitização ter sido realizada em banho de sal de cianetos, a martêmpera deve ser precedida em óleo ou então deve-se empregar um dos dois procedimentos seguintes:

– resfriamento ao ar a partir do banho de cementação; lavagem; austenitização em banho de cloreto a martêmpera ou

– resfriamento a partir do banho de austenitização de cianeto num banho de lavagem de cloreto neutro mantido à temperatura de austenitização; em seguida martêmpera.

Para aumentar a severidade de resfriamento dos sais de martêmpera, tem-se utilizado o artifício de adicionar água, dirigindo-se uma corrente de água de um tubo de 1/4" ao turbilhão do sal em redor do eixo da bomba ou misturador.

A quantidade de água adicionada é pequena, até o máximo de 2% a varia com a temperatura do banho de sal, a maior quantidade para as temperaturas mais elevadas.

3. *Austêmpera*⁽²⁹⁾ – Esse tratamento visa obter a estrutura bainita no aço, estrutura essa que não é tão dura quanto a martensita, porém é mais tenaz. Assim, a bainita substitui a martensita revenida e o tratamento de austêmpera dispensa o revenido posterior.

A Figura 73 mostra, mediante o diagrama de transformação isotérmica, a operação da austêmpera

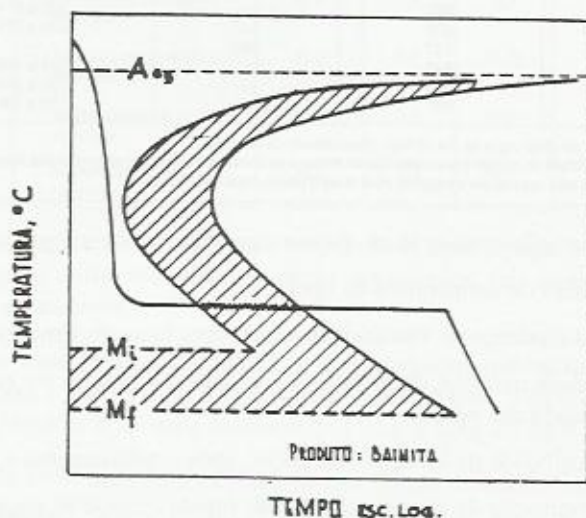


Fig. 73 – Representação esquemática do diagrama de transformação para austêmpera.

O aço é resfriado rapidamente, em banho de sal ou a chumbo derretido, mantidos a temperaturas entre 260 °C e 400 °C, de modo a evitar-se a transformação da austenita em seus produtos normais. As peças são mantidas naquela faixa de temperatura para que ocorra a transformação isotérmica da austenita em bainita. O aço é, em seguida, resfriado ao ar até a temperatura ambiente.

O aspecto micrográfico da bainita, portanto do aço temperado está representado na Figura 74.

A Tabela 13⁽²⁹⁾ mostra as propriedades obtidas em aço SAE 1095 pelo emprego de três métodos de tratamento térmico:



Fig. nº 74 – Aspecto micrográfico de aço austemperado, mostrando a estrutura bainita. Ataque: nital. Ampliação: 1 000 vezes. A formação acicular evidente corresponde à bainita obtida às temperaturas mais baixas.

Os aços indicados para a operação de austêmpera devem possuir elevado teor de carbono juntamente com determinados elementos de liga que desloquem as curvas em C para a direita o suficiente para evitar a curva de resfriamento corte a curva de início de transformação da austenita.

Aços de alto-carbono como o 1080 adaptam-se bem à austêmpera, exigindo, contudo resfriamento muito rápido abaixo do cotovelo das curvas em C. Desse modo, tal aço é somente indicado para a austêmpera quando as peças correspondentes apresentam secções no máximo de 5 mm.

Já o aço SAE 5140 (0,40% a 1,80% a 2,20% Cr) e semelhantes podem ser austemperados em peças de maiores secções.

Outros aços, como o 9261 (0,60% C e 1,80% a 2,20% Si), embora apresentando posição das curvas em C muito favorável quanto à velocidade de resfriamento necessária para atingir a região de transformação austenita-bainita, não são aconselháveis porque a reação de transformação citada, na faixa 260 °C – 400 °C é muito lenta (cerca de 24 horas no aço 9261).

De um modo geral, pode-se especificar que a máxima secção de peças recomendável para o tratamento de austêmpera é de 5 mm para aços de alto-carbono e de 25 mm para aços-liga.

TABELA Nº 13

Propriedades mecânicas de aço 1095 submetido à três tipos de tratamento térmico

Amostra	Tratamento Térmico	Dureza R.C.	Resist. ao choque		Alongamento em 1" %
			kgf.m	Joule	
1	Temperado em água e revenido	53,0	1,66	16,3	0
2	Temperado em água e revenido	52,5	1,94	19,0	0
3	Martemperado e revenido	53,0	3,88	38,1	0
4	Martemperado e revenido	52,8	3,32	32,8	0
5	Austemperado	52,0	6,23	61,1	11
6	Austemperado	52,3	5,54	54,3	8

3.1 *Meios de resfriamento da austêmpera* – O mais generalizado é banho de sal constituído de nitrato de sódio (45% a 55%) e nitrato de potássio (restante), com temperatura de fusão de 221 °C aproximadamente a faixa de trabalho de 260 °C a 593 °C.

Às vezes, se aumenta a velocidade de resfriamento desses sais adicionando-se água que produz um certo teor de umidade no banho.

O chumbo derretido é outro meio de resfriamento adotado na austêmpera, embora em menor intensidade devido seu alto custo inicial a porque deve ser protegido contra oxidação.

Raramente se utiliza óleo.

3.2 *Austêmpera modificada* – O "patenteamento", operação empregada na indústria de fios, é uma forma, de austêmpera modificada.

Nesse método, as barras ou os fios são austenitizados e, em operação contínua, são resfriados num banho mantido entre 510 °C a 538 °C durante 10 segundos (para fios de pequena secção) a 90 segundos (para barras).

Os resultados são uma combinação de resistência mecânica, o que confere aos fios excelentes condições para estiramento subsequente.

A Figura 75 mostra a diferença, para aço 1080, entre austêmpera modificada ou patenteamento.

4. *Conclusões parciais* – Pelo visto, os tratamentos de martêmpera e austêmpera são baseados no conhecimento das curvas em C, fato esse que introduz na prática dos tratamentos térmicos novas possibilidades de atingir-se as propriedades necessárias para o adequado use dos aços. Contudo, é necessário ter em mente que

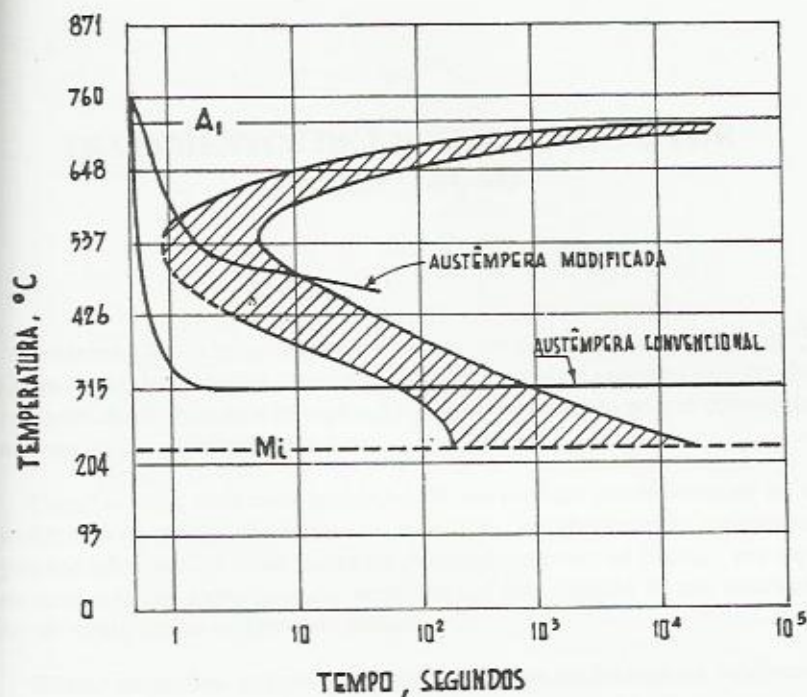


Fig. 75 - Diagrama TTT para aço 1080 mostrando a diferença entre austêmpera convencional e austêmpera modificada. Quando aplicada a fios, a modificação corresponde ao "patenteamento".

tanto a dimensão das peças, como o teor de carbono e de elementos de liga devem ser considerados, de modo a ter-se um posicionamento adequado das curvas em C para que as operações atinjam os resultados desejados.

VI

TRATAMENTOS DE ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

1. *Introdução* – Certas ligas não-ferrosas, em particular o "duralumínio", liga mais importante do alumínio, se caracterizam por ter suas propriedades mecânicas ante um artifício de solução a precipitação de fases, resultando no, em consequência, no aumento de sua resistência mecânica.

Como se verá, com mais profundidade, no capítulo correspondente ao tratamento térmico de metais não-ferrosos e suas ligas, o tratamento de endurecimento por precipitação consiste num numa solubilização em que se produz, por aquecimento, uma solução super-saturada, aquecimento esse seguido de um resfriamento rápido, de modo a reter o soluto em solução.

Nessas condições, as ligas são dúcteis a podem ser facilmente conformadas. Essa conformação, contudo, deve ser executada logo após o resfriamento, porque essas ligas apresentam a tendência de endurecer à temperatura ambiente, em tempo relativamente curto.

Algumas ligas ferrosas podem ser submetidas a tratamentos idênticos. Tais tratamentos são chamados de *ausforming* e *maraging*.

2. *Ausforming* – Alguns autores^{(30) (31)} endossam a teoria que, nesse processo, criam-se no reticulado do material inúmeras faixas desordenadas que aceleram a precipitação de carbonetos. Por esse motivo, a operação de *ausforming* está incluída nesse capítulo, embora as causas do endurecimento não estejam claramente relacionadas com a precipitação de compostos.

Certos aços de baixo ou médio-carbono a com elementos de liga em pequenas quantidades podem ter sua resistência mecânica a dureza grandemente melhoradas, se sua austenita da região metaestável, ou seja na faixa 600 °C a 650 °C, for submetida a uma deformação mecânica, geralmente de 30% a 50% de intensidade. As resistências resultantes são comumente 40% a 60% superiores às do estado martensítico.

O processo está representado esquematicamente na Figura 76, a qual mostra, mediante o diagrama TTT, a seqüência de operações de *ausforming*.

Verifica-se que para que a operação de *ausforming* possa ser realizada é necessário que os aços apresentem curvas TTT onde exista um grande vazio entre as

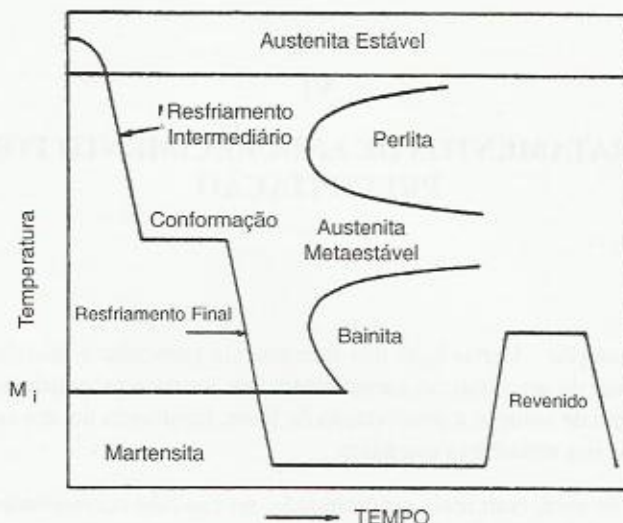


Fig. 76 – Diagrama isotérmico mostrando a sequência de operações em "austoforining"

regiões "perlita" e "bainita". Do mesmo modo, os cotovelos das curvas devem estar muito deslocados para a direita, para que não ocorra nenhuma transformação isotérmica durante a deformação.

A estrutura obtida confere aos aços suscetíveis a esse tratamento resistências à tração da ordem de 315 kgf/mm² com limites de escoamento nas vizinhanças de 245 kgf/mm² e alongamentos de cerca de 10%, valores esses superiores aos obtidos por têmpera e revenido convencionais.

Entre as teorias que tentam explicar o fenômeno, além da já mencionada, uma delas admite que os resultados obtidos sejam devidos ao fato da austenita, durante e logo após a deformação, desenvolver grãos muito finos que o aderem à martensita maior resistência.

3. *Maraging* – Esse tratamento é aplicado nos aços do mesmo nome, os quais se caracterizam por serem praticamente isentos de carbono (0,03%) com alguns teores de níquel (17% a 26%) e mais titânio e alumínio. Muitos deles apresentam ainda cobalto, molibdênio ou nióbio.

A estrutura básica desses aços pode ser considerada como martensita altamente ligada e de baixo carbono, elemento este que, de certo modo nesses tipos de aços, é considerado como uma impureza.

A Figura 77⁽³²⁾ corresponde ao equilíbrio metaestável do sistema Fe-Ni e mostra a transformação austenita-martensita pelo resfriamento e a reversão martensita-austenita pelo aquecimento. A transformação da austenita independe da velocidade de resfriamento, mesmo se outros elementos de liga estiverem presentes. Outros

elementos de liga tendem a rebaixar a faixa de transformação da austenita em martensita. A exceção é o cobalto, de modo que, para compensar essa tendência do cobalto, maiores quantidades de outros elementos de liga são adicionadas.

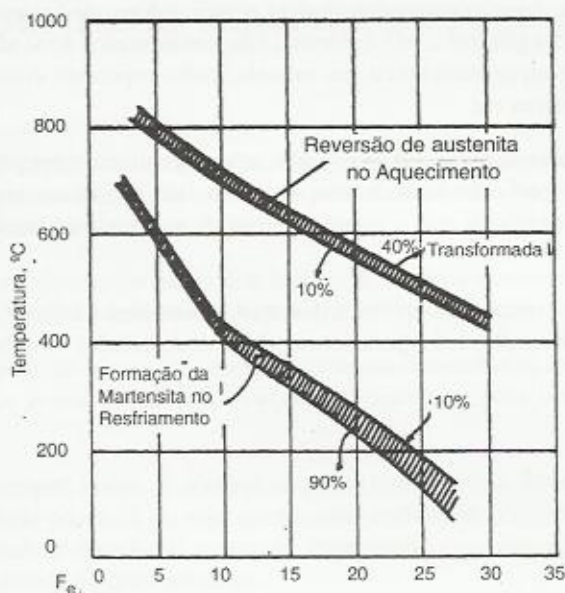


Fig. 77 - Relações de equilíbrio metaestável de fases no sistema Fe - Ni

Geralmente, a temperatura de início de formação da martensita (linha M_s) varia de 200 °C a 300 °C para os teores de níquel acima de 18%, os quais correspondem às composições mais empregadas. Esses aços, à temperatura ambiente são, portanto, inteiramente martensíticos.

Devido à ausência de carbono, essa martensita é relativamente mole (aproximadamente 30 RC), dúctil e usinável.

O endurecimento por envelhecimento compreende as duas etapas seguintes:

- austenitização durante 1 hora cada 25 mm de secção, seguida de resfriamento até a temperatura ambiente sem dar-se muita importância à velocidade de resfriamento, a qual não afeta de nenhum modo a estrutura do material, e

- envelhecimento em torno de 480 °C, para certas aplicações como matrizes para fundição em matriz, em torno de 530 °C. O tempo de envelhecimento varia de 3 a 6 horas.

O endurecimento por envelhecimento desses aços é igualmente atribuído à precipitação de compostos inter-metálicos. O molibdênio é considerado como o prin-

principal elemento endurecedor, pois forma uma fase Fe-Ni-Mo com a estrutura Fe_2Mo . Na presença de titânio e alumínio, as partículas precipitadas seriam de Ni_3Ti ou $(\text{Fe}, \text{Ni})_3(\text{Ti}, \text{Al})^{(33)}$.

Esses aços, depois de tratados, podem atingir valores de limite de escoamento variando de 105 kgf/mm² a 245 kgf/mm². São considerados aços ultra-resistentes e aplicados na indústria aeronáutica, em mísseis, molas especiais, eixos de transmissão, punções, matrizes etc.

4. *Conclusões parciais* – Pelo exposto, o "endurecimento por precipitação" ou "envelhecimento" pode ser considerado um novo tipo de tratamento térmico dos aços, com bons resultados sob o ponto de vista de melhorar as suas propriedades mecânicas.

Contudo, a composição química dos aços submetidos a esses tratamentos térmicos é um componente básico para conseguir-se os resultados desejados

VII

TRATAMENTOS DE ENDURECIMENTO SUPERFICIAL

1. *Introdução* – Os aços, quando temperados, apresentam uma estrutura martensítica que se estende da superfície para o núcleo das peças, tanto mais profundamente quanto maior a sua temperabilidade.

A dureza, do mesmo modo distribui-se, da superfície ao centro das peças, conforme a quantidade de martensita presente.

A têmpera, ao aumentar a dureza, eleva simultaneamente a resistência ao desgaste dos aços e esse característico é muito importante para inúmeras aplicações industriais.

Nem sempre, porém, é necessário que se obtenha uma elevada dureza à máxima profundidade possível; ou seja, para muitas aplicações a prática tem demonstrado que uma dureza superficial adequada, abrangendo camadas superficiais relativamente finas, é mais do que suficiente.

Alia-se a esse fator, a constatação que alguns dos tratamentos que endurecem o aço apenas superficialmente, como os métodos de têmpera superficial, são mais econômicos, sobretudo sob o ponto de vista energético.

Por tudo isso, os tratamentos de endurecimento superficial são grandemente aplicados – nos aços, com resultados excelentes sob vários aspectos.

Sob o ponto de vista metalúrgico, os tratamentos de endurecimento superficial podem ser divididos em dois grupos:

- têmpera superficial;
- tratamentos termoquímicos, como cementação, nitretação etc.

Neste capítulo será estudado o primeiro grupo.

2. *Têmpera superficial* – Nesse método, o procedimento consiste em aquecer-se a superfície do aço rapidamente, de modo que sua temperatura atinja a zona austenítica, até uma certa profundidade, seguindo-se resfriamento rápido. Desse modo, somente uma camada superficial, de espessura que pode ser determinada com alguma segurança, ficará temperada e adquirirá a estrutura martensítica. Abaixo dessa camada, o aço permanece na sua condição original de estrutura recozida ou, eventualmente, normalizada, como uma zona de transição.

Algumas das vantagens do endurecimento superficial sobre o endurecimento total já foram expostas no início deste capítulo. Outras vantagens correspondem a: endurecimento somente de determinadas secções das peças onde a dureza é propriedade crítica (dentres de grandes engrenagens, guias de máquinas operatrizes etc.; menores riscos de empenamento e fissuração durante o resfriamento; utilização de aços de menor custo, como os aços-carbonos; menor investimento em equipamento do que na têmpera convencional.

Além disso, a têmpera superficial confere aos aços boa resistência à fadiga por dobramento e boa capacidade de resistir cargas de contato.

Para ter-se maior segurança em relação aos riscos de empenamento ou fissuração, deve-se evitar camadas muito profundas; com essa precaução previne-se ainda o desenvolvimento de tensões elevadas abaixo da camada endurecida.

Os aços mais comumente empregados na têmpera superficial são aços-carbonos com carbono acima de 0,35% ou aços-liga com elementos de liga em baixos teores.

A têmpera superficial pode ser executada pelos dois processos principais seguintes:

- têmpera por chama e
- têmpera por indução.

2.1 *Têmpera por chama* – Esse processo é o mais antigo. Neste utiliza-se uma chama de oxiacetileno e um jato de água na forma de borifo. O processo está esquematizado na Figura 78:

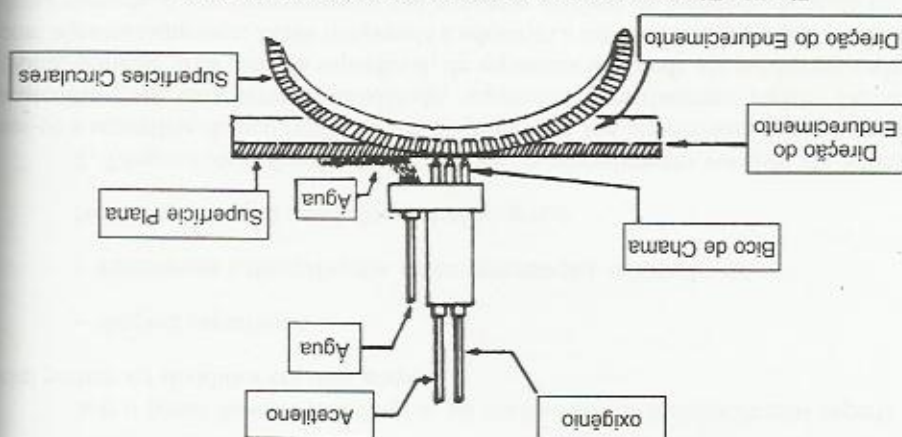


Fig. 78 - Têmpera superficial por chama tipo "progressivo relativo"

O processo presta-se bem para peças grandes e delgadas ou planas.

A temperatura de aquecimento para atingir a zona austenítica depende principalmente do teor de carbono. Quanto mais baixo o carbono, maior a temperatura, a qual varia de 850 °C a 875 °C para aços com 0,60% C a 900 °C a 975 °C para aços com 0,30% C. O meio de resfriamento é água e, eventualmente ar ou óleo.

A Figura 79⁽³⁴⁾ mostra o gradiente da dureza da superfície para o núcleo da peça em aço com 70 kgf/mm² (690 MPa) de resistência à tração, submetido à têmpera por chama:

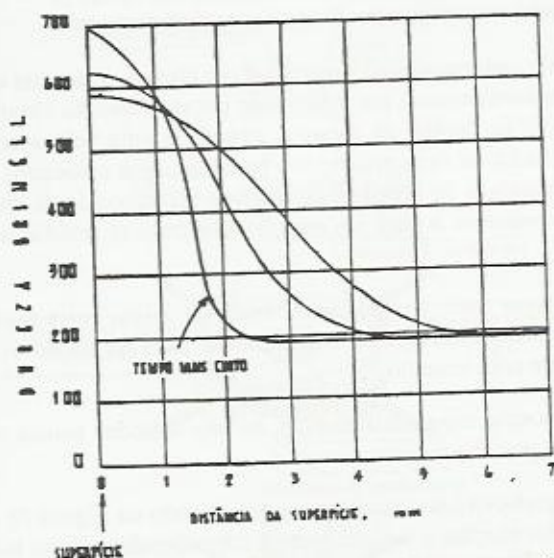


Fig. 79 - Gradientes de Dureza obtidos por têmpera superficial por chama em aço com 70 kgf/mm² (690 MPa) de resistência à tração.

A primeira curva à esquerda da figura representa o tempo mais curto de aplicação da chama, resultando em maior dureza superficial e menor penetração.

Essas curvas demonstram também que quanto mais longo o tempo de aquecimento mais suave o gradiente de dureza da superfície para o centro. De qualquer modo, se se desejar obter maior dureza superficial e uma nítida fronteira entre a zona endurecida e o núcleo das peças, o tempo deve ser muito curto. Assim, normalmente, o tempo é de poucos segundos, no máximo 10 a 12.

A profundidade de endurecimento não ultrapassa 10 mm, sendo geralmente menor.

A Figura 80⁽³⁴⁾ mostra a forma e a espessura de endurecimento dos dentes de uma engrenagem endurecida por chama:

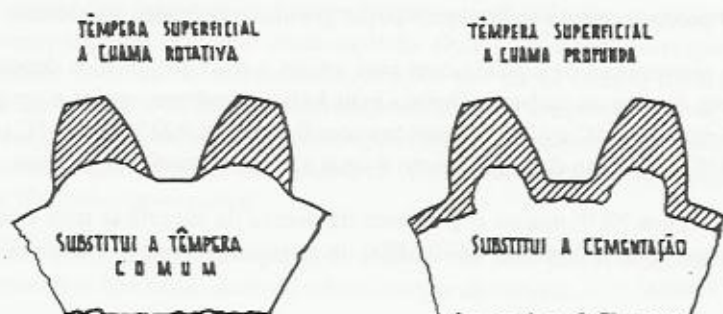


Fig. 80 - Espessura do endurecimento dos dentes de uma engrenagem por têmpera superficial por chama.

No processo de endurecimento superficial por chama, o sistema mais simples é o de um dispositivo semelhante a um torno onde peças de secção circular uniforme seriam colocadas entre as pontas do mesmo, girando a uma velocidade periférica determinada, com a tocha de oxiacetileno e o bocal de água colocados no carro. A tocha deve ser dimensionada de acordo com a área a ser aquecida de uma só vez. A chama aquece sucessivamente a peça em rotação, seguindo-se imediatamente o resfriamento pela água.

Nesse dispositivos mais simples, para evitar-se faixas mais moles, deve-se adotar uma tocha de chama múltipla a forma anular. Essa forma deve ser adotada igualmente no bocal de resfriamento.

A Figura 81 mostra, esquematicamente, os três métodos usuais empregados na têmpera superficial por chama.

O método progressivo (a) – também esquematizado na Figura 78 – é empregado no caso de grandes secções e o equipamento correspondente é um torno ou uma mesa giratória.

Os cabeçotes de chama devem ser dimensionados de acordo com as necessidades. A velocidade de percurso da chama vai depender, por outro lado, da capacidade de aquecimento do cabeçote e da profundidade de endurecimento desejada. Velocidade típicas variam de 5 cm a 30 cm por minuto⁽³⁴⁾. A água é o meio comum de resfriamento. Para menor velocidade de resfriamento, o ar é o meio indicado.

O movimento pode ser ou das peças ou dos cabeçotes de chama.

O método giratório (b) é utilizado em peças de secção circular ou semicircular, tais como rodas, cames e pequenas engrenagens. As peças giram e são submetidas à ação de diversos cabeçotes como a figura indica. Após o aquecimento, durante o tempo que for julgado necessário, a chama é extinta ou retirada e o resfriamento das peças é executado por borrifio ou por imersão.

A velocidade da rotação é relativamente pouco importante, desde que se obtenha um aquecimento uniforme.

Nesse método, além do acetileno, tem-se usado gás natural (metano), propano e gás fabricado⁽³⁴⁾.

O terceiro método (c) – progressivo-giratório – é uma combinação dos dois anteriores, pois a peça é dotada de movimento de rotação, ao mesmo tempo que os cabeçotes de chama deslocam-se de uma extremidade à outra.

Um quarto método corresponde ao mais simples de todos. É o método estacionário em que se aquece localmente áreas determinadas com a tocha tocha de oxi-acetileno, seguindo-se, imediatamente após, o resfriamento por borifo ou por imersão.

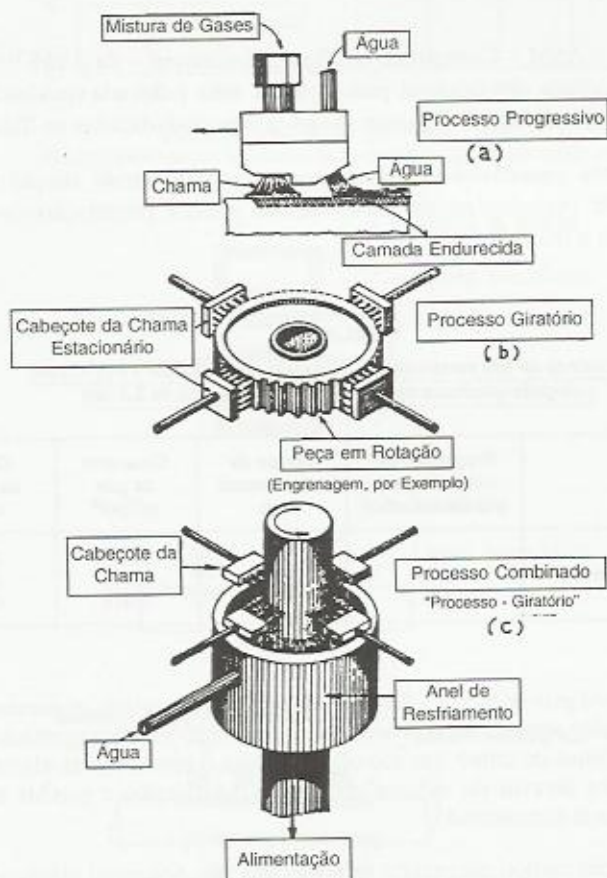


Fig. 81 - Representação esquemática dos três processos principais de têmpera superficial por chama.

Zakhrov⁽³⁵⁾ apresenta as fórmulas abaixo para calcular o consumo de oxigênio e acetileno, no método giratório-progressivo:

$$C_O = 0,70\sqrt{p} \quad \text{l/cm}^2$$

$$C_A = 0,45\sqrt{p} \quad \text{l/cm}^2$$

onde C_O e C_A são os consumos de oxigênio e acetileno respectivamente e a profundidade assumida para a camada endurecida em milímetros.

A velocidade de movimentação da tocha é determinada pela fórmula:

$$V = \frac{72}{p^2} \text{ cm/min}$$

Segundo o ASM – Committee on Flame Hardening – da ASM⁽³⁴⁾, as quantidades de oxigênio-gás combustível para aquecer uma polegada quadrada de aço a 815 °C a uma profundidade de 3,2 mm são as que estão indicadas na Tabela 14:

Na têmpera superficial por chama de peças de grande secção transversal recomenda-se um preaquecimento para obter-se melhor penetração de dureza. A Figura 83 elucida a matéria:

TABELA Nº 14
Quantidade de gás combustível necessário para aquecer a 815°C uma polegada quadrada de aço a uma profundidade de 3,2 mm

Gás	Proporção de oxigênio para gás combustível	Tempo de aquecimento seg.	Consumo de gás m ³ /pol ²	Consumo de oxigênio m ³ /pol ²
Acetileno	1,1	10	0,007	0,008
Gás natural (melano)	1,75	20	0,014	0,0245
Propano	4,0	20	0,014	0,056

2.2 Têmpera por indução – Nesse processo, representado esquematicamente na Figura 83, o calor superficial é produzido por indução eletromagnética, mediante o emprego de bobinas de cobre que envolvem a peça. Uma corrente alternada flui a partir do conversor através do indutor ou bobina de trabalho e produz um campo magnético altamente concentrado.

Resulta, pelo campo magnético estabelecido, um potencial elétrico na peça a ser aquecida e envolvida pela bobina e, como a peça representa um circuito fechado, a voltagem induzida provoca o fluxo de corrente. O aquecimento é causado por perdas I^2R devido à resistência da peça ao fluxo da corrente induzida⁽³⁶⁾.

Correntes de alta frequência são utilizadas quando se deseja camadas endurecidas finas e frequências intermediárias ou baixas quando as camadas devem ser mais espessas.

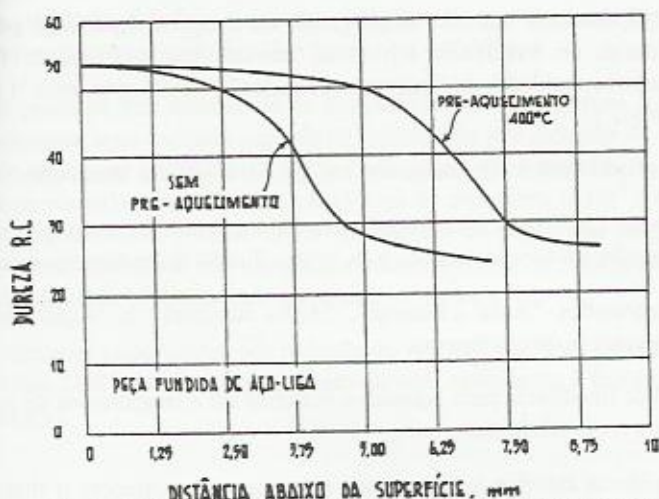


Fig.82 - Efeito do pré-aquecimento no gradiente de dureza obtido na têmpera por chama de uma engrenagem de coroa.

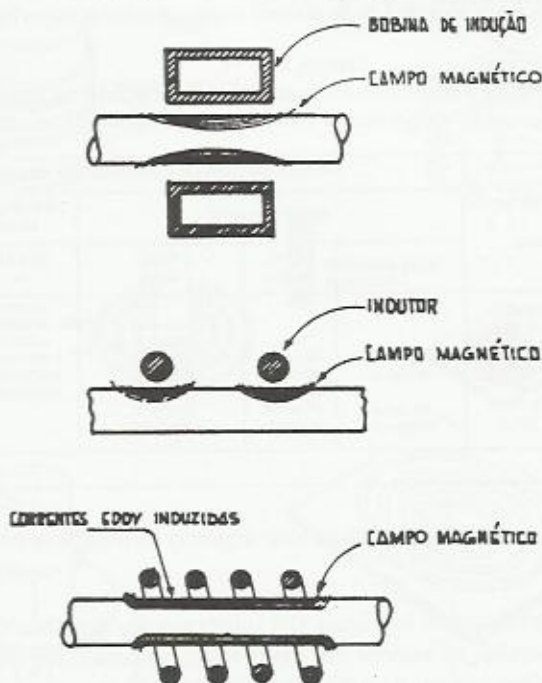


Fig. 83 - Exemplos de campos magnéticos e correntes induzidas produzidos por bobinas de indução

A espessura da camada endurecida depende da forma da bobina, do espaço entre a bobina de indução e a superfície da peça, da taxa de alimentação da força, da frequência e do tempo de aquecimento.

Os equipamentos que são empregados na têmpera superficial por indução incluem unidades de frequência em linha, conversores estáticos de frequência, motores-geradores, unidades de "intervalo de faísca" (*"spark-gap units"*) e unidades de tubo a vácuo.

A descrição desses equipamentos escapa aos objetivos desta obra.

A Tabela 15⁽³⁶⁾ indica as frequências recomendadas, em função do equipamento empregado, da secção da peça e da profundidade de endurecimento desejada.

As expressões "Ação eficiente", "Ação razoável" e "Ação inadequada" indicam o seguinte respectivamente:

- melhor frequência para aquecer o material até a temperatura de austenitização da maneira mais eficiente;
- frequência inferior à ótima, mas suficiente para aquecer o material até a temperatura de austenitização, para obtenção da profundidade especificada e
- frequência a ser evitada, pois poderá superaquecer a superfície do material.

TABELA Nº 15

Frequências recomendadas em função do equipamento empregado, da secção da peça e da profundidade de endurecimento desejada.

Profundidade de endurecimento mm	Secção mm	Frequência para os equipamentos seguintes:				
		Motor gerador			Intervalo de faísca	Tubo à vácuo
		1000 ciclos	2000 ciclos	10000 ciclos	20 a 600 kc	acima de 200 kc
0,38 a 1,27 1,29 a 2,54	6,35 a 25,4	-	-	-	eficiente	eficiente
	11,1 a 15,9	-	-	-	eficiente	eficiente
	15,9 a 25,4	-	-	razoável	eficiente	eficiente
	ac. 50,8	-	-	eficiente	inadequada	inadequada
2,56 a 5,08	19 a 50,8	razoável	razoável	eficiente	inadequada	inadequada
	50,8 a 101,6	eficiente	eficiente	razoável	-	-
	ac. 101,6	eficiente	eficiente	inadequada	-	-
"Spark = gap"						

A Figura 84 mostra esquematicamente algumas formas de bobinas de indução de alta frequência.

Os tipos representados na figura são relativamente simples, constituídos de tubos de cobre comercial, no interior dos quais flui água para o seu resfriamento. Os diâmetros desses tubos variam de 1/8" para máquinas de potência muito baixa até 3/16" para unidades de 20 Kw a 50 Kw.

Na têmpera superficial por indução, o tempo de aquecimento é muito curto. A Figura 85⁽³⁷⁾ indica os riscos de fissuração para tempos superiores a 3 segundos. Após 4 segundos de aquecimento, notou-se o aparecimento de fissuras superficiais em seguida ao resfriamento.

A experiência foi feita com aço 1045 em forma de barra de 25 mm de diâmetro e a potência aplicada foi $11,6 \text{ MW/m}^2$ a 450 kHz.

Para produzir boa resistência ao desgaste envolvendo cargas leves a moderadas, é suficiente uma camada superficial endurecida por indução de 0,254 mm a 1,52 mm de espessura (0,010" a 0,060"). Para cargas mais pesadas ou de impacto, recomenda-se camadas de 1,52 mm a 6,35 mm de espessura (0,06" a 0,250") com frequências variáveis de 1 kc a 10 kc. Exemplos de peças que exigem camada endurecida dessa espessura: engrenagens, mancais pesados de virabrequins, eixos de comando de válvulas, pistas de esferas de rolamentos etc.

As camadas endurecidas por indução de barras e eixos de espessuras de 3,17 mm a 12,7 mm (1/8 a 1/2 pol.) apresentam elevada resistência à fadiga por torção e por dobramento.

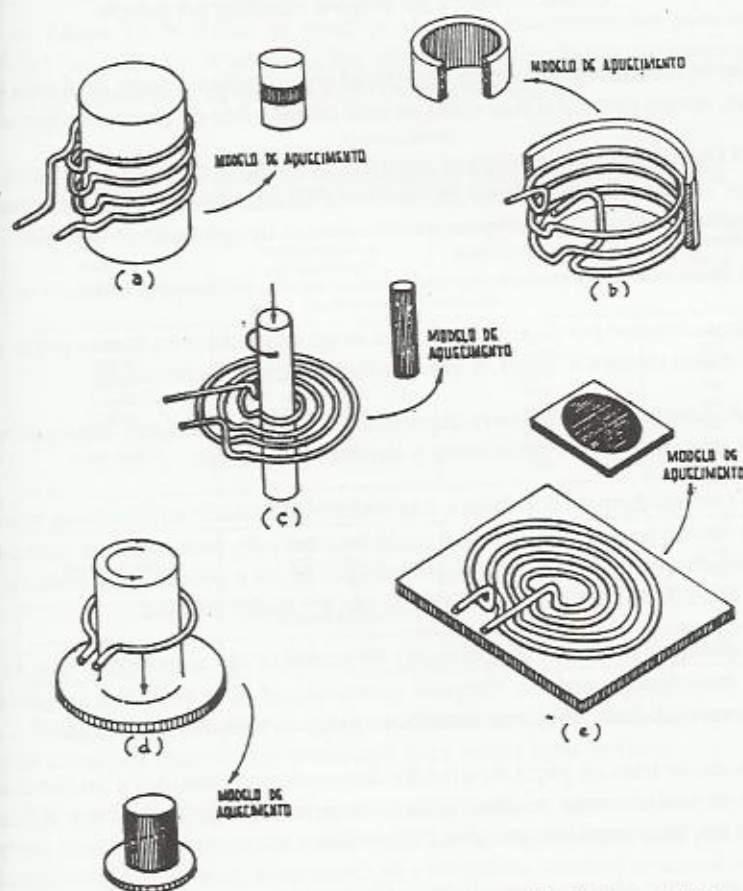


Fig. 84 - Formas típicas de bobinas de indução para alta frequência

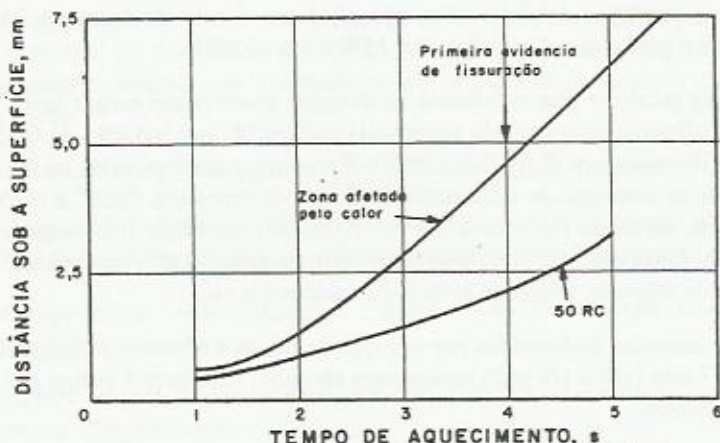


Fig. 85 - Efeito do tempo de aquecimento na profundidade de endurecimento por têmpera superficial por indução

Não se recomenda a têmpera superficial por indução de peças de forma irregular, porque, nesses casos, é difícil obter-se uma camada fina de dureza uniforme.

2.3 Outros métodos de têmpera superficial – Incluem os "raios laser" e os "raios eletrônicos". Esses raios podem ser precisamente focalizados em áreas pequenas. São métodos estacionários que empregam outros sistemas de aplicação de energia.

Os feixes de raios podem ser deslocados de um ponto para outro.

O aquecimento por feixes eletrônicos exige, normalmente, que as peças sejam colocadas numa câmara a vácuo, o que limita o emprego do processo.

3. Revenido após a têmpera superficial – Como na têmpera convencional, é necessário revenir as peças submetidas à têmpera superficial.

No caso da têmpera por chama, o revenido é executado utilizando-se o mesmo método de aquecimento, com maiores cuidados, contudo, para evitar-se aquecimento muito rápido que pode provocar fissuração das peças e porque o controle da temperatura é mais difícil devido ao fato de ela não ser muito elevada.

De qualquer modo, as temperaturas de revenido são mais baixas que as normalmente empregadas após a têmpera convencional e o principal objetivo do revenido é, na realidade, aliviar as tensões surgidas na têmpera superficial.

Quando se trata de peças de grandes dimensões endurecidas a profundidades de 6,0 mm ou mais, o calor residual após a têmpera superficial pode ser suficiente para causar um auto-revenido que alivia as tensões.

4. Aços para têmpera superficial – Os aços devem possuir temperabilidade suficiente. Assim, o seu teor de carbono deve ser superior a 0,35%. A faixa de car-

bono mais utilizada é de 0,35% a 0,60%. Esses aços podem ser endurecidos a profundidades de 12,5 mm aproximadamente.

Uma das vantagens da têmpera superficial é a de conseguir-se bons resultados apenas com aços simplesmente ao carbono.

Contudo, são utilizados igualmente aços-liga de baixo teor em liga, sobretudo quando se deseja boa resistência mecânica do núcleo das peças ou quando a forma dessas pode provocar empenamento ou fissuração durante o resfriamento à água.

Os aços-liga recomendados contêm carbono entre 0,35% a 0,42% e pequenos teores de cromo e molibdênio (tipos 4135H, 4140H), de níquel, cromo e molibdênio (8640H, 8642H).

Ferros fundidos cinzentos, ferros nodulares e ferro maleável do tipo perlítico são igualmente facilmente endurecidos por têmpera superficial por chama.

A Tabela 16⁽³⁶⁾ indica os materiais ferrosos recomendados para a têmpera superficial por indução. A tabela indica, ainda, as temperaturas de aquecimento, os meios de resfriamento e as durezas superficiais resultantes.

TABELA Nº 16

Temperaturas de aquecimento recomendadas para têmpera superficial por indução e durezas superficiais resultantes para várias ligas ferrosas

Liga	Temperatura de aquecimento °	Meio de resfriamento	Dureza RC (min.)
Aços-carbono e Aços-liga			
0,30%	900 - 925	água	50
0,35%	900	água	52
0,40%	870 - 900	água	55
0,45%	870 - 900	água	58
0,50%	840 - 870	água	64
		óleo	62
acima 0,60%	815 - 840	água	64
		óleo	62
Ferros fundidos			
cinzento	870 - 925	água	45
maleável perlítico	870 - 925	água	48
nodular	900 - 925	água	50
Aço inoxidável			
tipo 420	1090 - 1150	óleo ou água	50

Temperaturas de aquecimento recomendadas para têmpera superficial por indução e durezas superficiais resultantes para várias ligas ferrosas

Os aços de usinagem fácil e os aços-liga com os teores de carbono indicados na tabela podem igualmente ser submetidos à temperatura superficial por indução. Se os elementos de liga forem formadores de carbonetos, como o cromo, o molibdênio, o vanádio ou o tungstênio, as temperaturas de aquecimento devem ser 55 °C a 110 °C superiores às da tabela.

No caso do ferro fundido, o barbono combinado deve situar-se entre 0,40% a 0,50%.

Os aços inoxidáveis das classes 410, 416 e 420 também podem ser endurecidos superficialmente por indução.

5. *Conclusões parciais* – Pelo visto, o endurecimento superficial inclui vários processos de tratamento térmico que visam endurecer a superfície dos aços até uma certa profundidade, mantendo a parte central com as propriedades originais das peças de aço. É, na realidade, um processo econômico, com excelentes resultados.

VIII

TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS

1. *Introdução* – Esses tratamentos visam igualmente o endurecimento superficial dos aços.

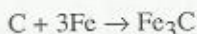
Neles, contudo, o endurecimento da superfície não resulta de uma simples transformação da austenita em martensita. Na verdade, em razão das condições do ambiente onde os tratamentos são executados, ocorrem reações químicas entre elementos contidos nesse ambiente e elementos contidos nos aços.

Os meios que propiciam as condições adequadas para que ocorram as reações químicas citadas, na superfície dos aços, podem ser sólidos, líquidos ou gasosos.

Em função da natureza desses meios e das reações que têm lugar durante as operações, os tratamentos termoquímicos compreendem uma variedade de processos que serão expostos a seguir.

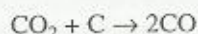
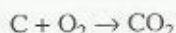
2. *Cementação* – Esse é o processo clássico, mais conhecido e aplicado, porque permite o emprego dos três meios citados, de acordo com a conveniência e os característicos desejados.

Na cementação (ou carburização), o elemento fundamental é o carbono, na forma de carvão, monóxido de carbono ou contido em banhos de cianetos. Os aços a serem cementados devem possuir carbono baixo, de modo que, quando aquecidos a elevadas temperaturas (de austenitização), na presença de um meio carbonetante, o carbono desse meio reage com o ferro do aço, de acordo com a reação simples:



Desse modo, a superfície do aço fica enriquecida de carbono, até profundidade que pode ser perfeitamente preestabelecida, permitindo, assim, a sua têmpera posterior, para aumento superficial da dureza e da resistência ao desgaste.

Na realidade, o agente carbonetante é o gás CO, pois às temperaturas da operação, verificam-se as seguintes reações:



Outros meios, como se verá, podem ser utilizados como agentes carbonetantes.

As temperaturas do processo variam de 850 °C a 950°C porque, nessa faixa, o ferro está na forma alotrópica gama que absorve e dissolve o carbono.

Os processos usuais de cementação permitem elevar o teor de carbono da superfície do aço a valores da ordem de 0,8% a 1,0%.

A profundidade de cementação depende da temperatura e do tempo à temperatura, pois tanto temperaturas mais elevadas como tempos mais longos facilitam a difusão do carbono para o interior do aço.

A difusão ou a penetração do carbono é rápida a princípio, decrescendo depois, como a Figura 86 mostra:

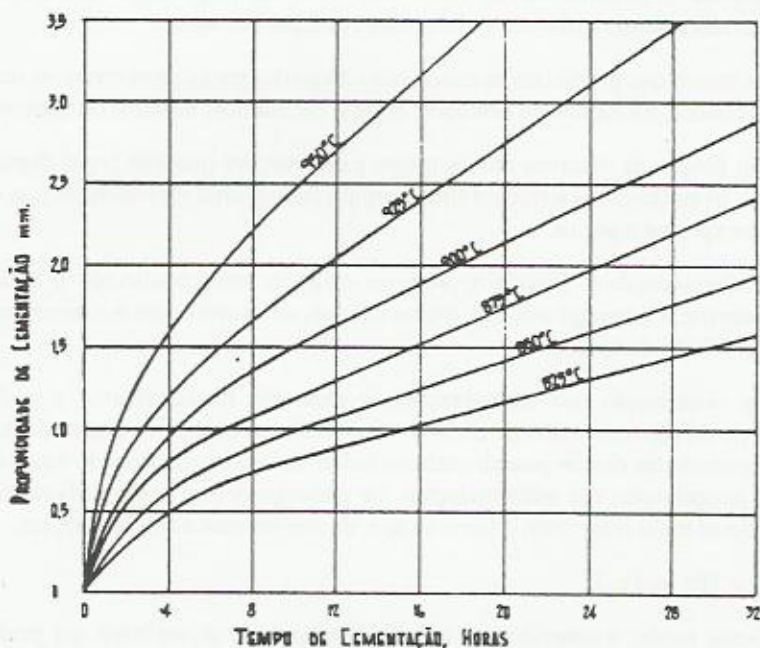


Fig. 86 - Influência do tempo e da temperatura na penetração superficial de carbono

As curvas demonstram, ainda, que as temperaturas mais elevadas são mais favoráveis para a penetração do carbono.

Esse fato levou à adoção de temperaturas superiores a 950 °C, com a vantagem adicional de ser mais suave o gradiente de carbono entre a superfície e o centro⁽³⁸⁾, como a Figura 87 revela, pelo fato do carbono difundir-se mais rapidamente. Outra vantagem é a possibilidade de obter-se camadas mais espessas (superiores, por exemplo, a 1,25 mm).

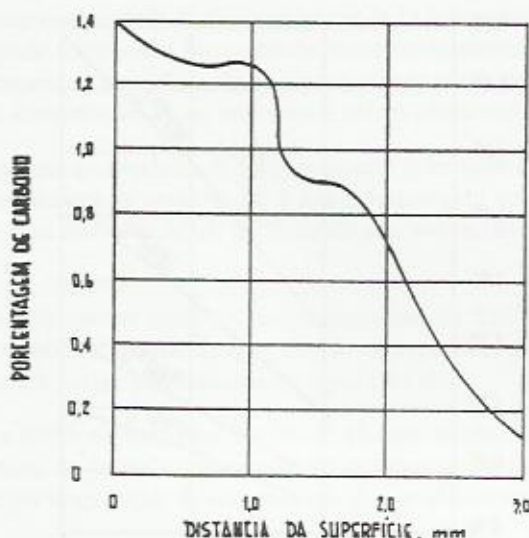


Fig. 87 - Gradiente de carbono obtido em concentração durante 4 horas, a 1050°C, em etilene

A adoção de temperaturas superiores a 1 000 °C é possível nos fornos mais modernos, sobretudo no processo de cementação a gás.

Por outro lado, o inconveniente, que poderia surgir com temperaturas tão elevadas de excessivo crescimento de grão, é atenuado pela adição no aço de elementos de liga inibidores do crescimento de grão, como o alumínio, o titânio ou o nióbio. Além disso, maiores temperaturas encurtam o ciclo de cementação, como a Figura 86 já indicou, o que constitui mais um fator no sentido de evitar que o grão cresça além do desejável.

As profundidades de cementação que podem ser obtidas com temperaturas superiores a 900 °C estão indicadas na Figura 88:

Nota-se que, para 1 hora de duração do processo, a 1 090 °C, obtém-se espessura da camada cementada equivalente à que se obteria com o mínimo de 3 horas a 980 °C.

Outros fatores, além da temperatura e do tempo, influem na velocidade de enriquecimento superficial de carbono:

- teor inicial de carbono do aço, o qual quanto menor, tanto maior a velocidade de carbonetação e

- coeficiente de difusão do carbono no aço. Esse coeficiente é um fator que relaciona a quantidade de substância que se movimenta, num determinado tempo, através de uma unidade de área. A difusão, como se sabe e no caso particular dos sólidos cristalinos, corresponde à migração de átomos no interior do reticulado cristalino. Essa movimentação de átomos dá-se de regiões de concentrações mais altas em direção a regiões de concentração mais baixa. A velocidade de difusão do carbono no

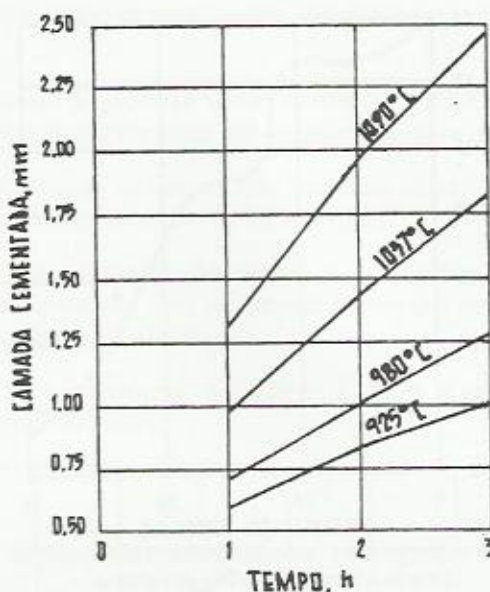


Fig. 88 - Profundidade de cementação obtida em aço AISI 4615, em função da temperatura

ferro gama depende do coeficiente de difusão, o qual, por sua vez, depende da temperatura e da concentração de carbono.

Essa velocidade de difusão é expressa pela equação⁽³⁹⁾:

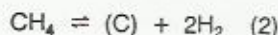
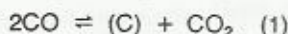
$$x^2 = 4Dt$$

onde D = coeficiente de difusão.

t = temperatura

Aumentando, por exemplo, a temperatura de cementação entre 925 °C e 1050°C, tem sido possível reduzir o tempo de cementação de cerca de 4 vezes.

– Natureza do agente carbonetante. As duas reações fundamentais na cementação são expressas pelas seguintes equações:



porque os dois principais agentes carbonetantes são o CO e o CH₄.

Nas equações acima (C) representa o carbono que se dissolve no ferro gama, na superfície do aço. O gás CO pode ser originado na cementação sólida, como se verá mais adiante.

Na prática, o poder carbonetante desses gases difere pouco e a adoção do processo de cementação depende principalmente das condições de produção, dos tipos a quantidades de peças a serem cementadas.

Finalmente a velocidade de fluxo de gás pode influir na velocidade de reações na superfície e pode ocasionar a formação de excessiva quantidade de carbono livre, na forma de fuligem, na superfície do aço, provocando perda do controle do potencial de carbono, cementação pouco uniforme e outros inconvenientes.

Esse problema de depósito de fuligem ocorre sobretudo na cementação a gás e a escolha da atmosfera de cementação é muito importante nesse caso, de modo a poder-se adotar uma alta velocidade de fluxo de gás, sem o risco de muito depósito de fuligem.

A cementação, assim como os outros processos de tratamentos termoquímicos, produzem tensões residuais de compressão na superfície das peças, o que melhora a resistência à fadiga por dobramento e por contato.

A Figura 89⁽⁴⁰⁾ mostra, para barras de 19 mm de diâmetro de aço 8617, o efeito da espessura da camada cementada nas tensões residuais. As barras, após a cementação, foram temperadas diretamente em óleo e não foram revenidas:

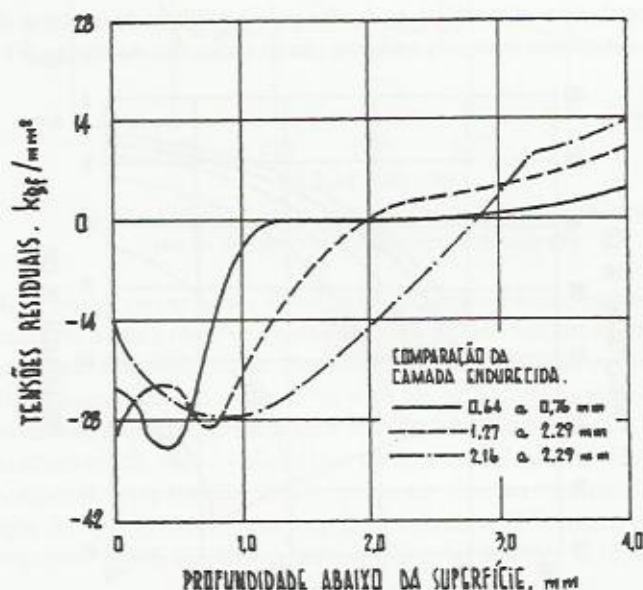
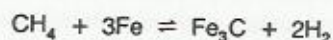


Fig.89 - Efeito da profundidade da camada cementada nas tensões residuais

Essas tensões residuais são devidas ao fato da martensita apresentar alto-carbono na camada cementada e ser menos densa que a martensita de baixo-carbono (ou bainita ou perlita) do núcleo.

2.1 Reações fundamentais na cementação – Em princípio, essas reações já foram indicadas. Considerando dois dos mais importantes agentes carbonetantes – o CO e o CH₄ –, as reações fundamentais da cementação são:



As reações são reversíveis, o que quer dizer que excesso de CO_2 e H_2 removem carbono da superfície do aço, ou seja atuam como descarbonetantes, ao contrário do desejado.

Por isso, deve-se procurar sempre produzir mais CO e CH_4 , para que ocorra a ação carbonetante. Para uma certa temperatura e para um determinado teor de carbono na superfície do aço com a qual os gases entram em contato, deve existir alguma relação definida para:

$$\frac{\text{CO}}{\text{CO}_2} \text{ ou } \frac{\text{CH}_4}{\text{H}_2}$$

para a qual se equilibram as tendência carbonetantes e descarbonetantes.

De acordo com Schenk⁽⁴¹⁾, as curvas para equilíbrio de misturas de CO e CO_2 com aços de diferentes teores de carbono são as indicadas na Figura 90:

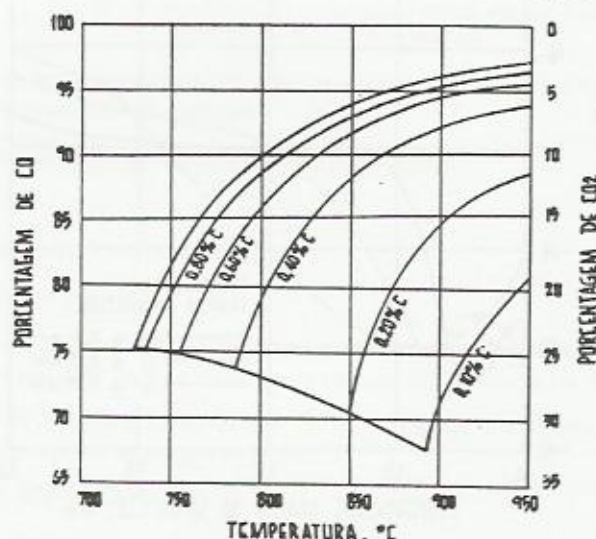


Fig.90 - Curvas representativas do equilíbrio de misturas de CO e CO_2 com aços de diferentes teores de carbono

Nota-se, por exemplo, que quando se concede tempo suficiente para equilíbrio, uma mistura contendo 90% de CO a 10% de CO_2 cementará a 815 °C um aço de baixo-carbono até 0,80% mas não mais. A temperatura de 870°C, esse gás carbonetará somente até 0,40%. Com uma temperatura de cementação de 925 °C, para obter-se uma camada cementada hipereutetóide, a mistura deve conter 97% de CO ou mais e 3% de CO_2 ou menos.

Se o gás carbonetante for CH_4 , as curvas de equilíbrio propostas por Sykes⁽⁴²⁾ (Figura 91) indicam que, por exemplo, uma mistura, à direita, de uma curva é carbonizante para aquele tipo de aço e uma mistura, à esquerda, é descarbonetante:

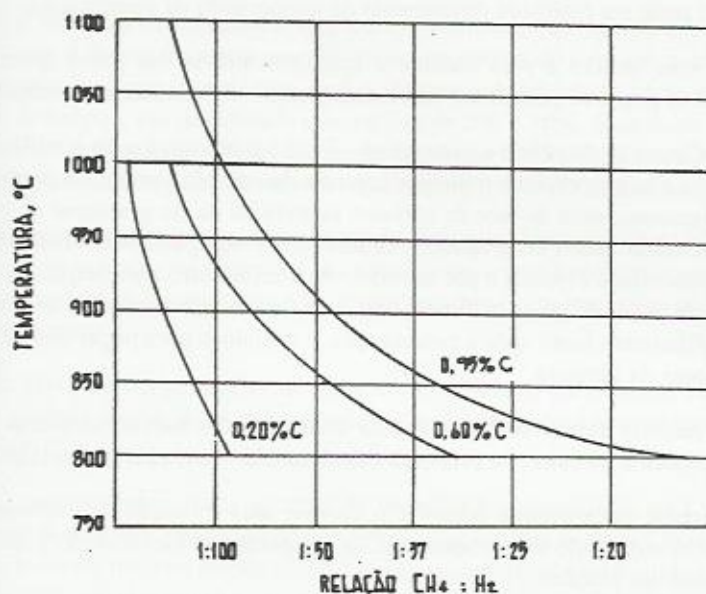


Fig. 91 - Efeito das várias relações CH_4/H_2 em aços de vários teores de carbono a diferentes temperaturas

2.2 Aços para cementação – O primeiro requisito é baixo-carbono, porque a difusão do carbono é mais rápida e principalmente porque núcleo de baixo-carbono significa tenacidade e resistência ao choque das peças. Contudo, em algumas aplicações, prefere-se um núcleo de resistência mais elevada, correspondente à estrutura martensita revenida, a qual pode ser obtida com carbono mais elevado (em torno de 0,30%) e principalmente com os elementos de liga níquel (até 3,75%), cromo (até 1,75%) e molibdênio (até 0,60%). Sob o ponto de vista de resistência ao choque, prefere-se aços do tipo 9310, com carbono em torno de 0,10%, níquel entre 3,00% a 3,50%, cromo entre 1,00% a 1,40% e molibdênio entre 0,08% e 0,15%.

Mais adiante serão apresentados os tipos mais comuns com os respectivos tratamentos térmicos após a cementação.

Por outro lado, os aços para a cementação devem possuir preferivelmente uma granulação fina, porque os aços de granulação grosseira podem, eventualmente, exigir maior número de etapas no processo de cementação: a inicial, para cementar, o que aumenta ainda mais o tamanho de grão; uma segunda, de resfriamento lento; uma terceira, de aquecimento acima de A_{c3} e A_{cm} para refinar o grão do núcleo e colocar o excesso de carboneto em solução na austenita, seguida de resfriamento rápido; uma quarta operação de aquecimento acima de A_c para refinar a camada de

alto-carbono, seguida de resfriamento rápido e, finalmente, uma última para alívio de tensões.

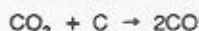
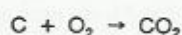
Os aços de granulação fina exigem normalmente uma única operação de têmpera, a qual pode ser realizada diretamente da temperatura de cementação.

Por esse motivo e para facilitar a usinagem prévia das peças (pois após a cementação as peças só podem ser retificadas), essas são geralmente normalizadas.

2.3 Cementação sólida ou em caixa – Esse é o processo mais simples, embora aquele que não proporciona o melhor controle da camada cementada dentro de tolerâncias rigorosas, nem do teor de carbono superficial ou do gradiente de carbono. É, contudo, ainda muito empregado, por não exigir equipamento sofisticado, nem atmosfera controlada especial a por ser eficiente e econômico para pequenos lotes de peças ou para peças de grandes dimensões. Pelo fato de não ser fácil a têmpera imediata, o resfriamento lento após a cementação, é vantajoso para peças que devem ser acabadas antes da têmpera.

As peças a serem cementadas são colocadas em caixas metálicas de liga metálica resistente ao calor, na presença das chamadas "misturas carburizantes".

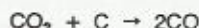
O agente carbonetante básico é o carvão, mas a função de carbonetação é exercida pelo monóxido de carbono que, às temperaturas elevadas do processo, se forma segundo as reações:



O CO reage com o ferro segundo a reação

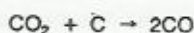
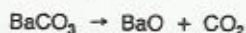


Nova reação ocorre entre o CO_2 e o C

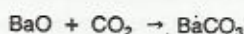


e o ciclo se repete.

A reação de carbonetação é intensificada pela presença de substâncias catalisadoras ou ativadoras, como o carbonato de bário CaCO_3 e o carbonato de sódio Na_2CO_3 , pois as mesmas contribuem para aumentar a velocidade de suprimento de CO, segundo as reações abaixo, as quais ocorrem a elevadas temperaturas:



ou



As quais indicam que se pode ter gases mais pobres em CO_2 ou mais ricos em CO , conforme as necessidades.

As mesmas reações têm lugar com o ativador Na_2CO_3 .

As misturas carburizantes são, pois, constituídas de agente carbonetante – carvão vegetal de alta dureza ou carvão coque – aglomerado com cerca de 5% a 10% dos agentes ativadores (o mais comum é o carbonato de bário) mediante óleo comum ou óleo de linhaça, em quantidade que variam de 5% a 10%. É comum misturar-se ao carvão vegetal carvão coque (cerca de 20%) que melhora as características de transferência do calor, permitindo obter-se temperaturas mais uniformes.

Existem igualmente misturas carburizantes comerciais preparadas mediante a combustão de substâncias orgânicas tais como ossos crus e queimados e couro; essas substâncias, além de constituírem uma fonte de carbono, contém materiais ativadores como carbonatos.

A faixa de temperaturas na cementação sólida é, geralmente, de 815°C a 950°C , embora, como já foi mencionado, se tenha chegado a temperatura de $1\,000^\circ\text{C}$ a $1\,100^\circ\text{C}$.

É preciso notar que a geração de quantidades apreciáveis de CO_2 se dá a temperaturas elevadas, de modo que se deve evitar, após a cementação, resfriamento muito lento até mais ou menos 650°C , pois havendo formação de quantidade apreciável de CO_2 , origina-se uma casca mole.

A Figura 92 mostra o diagrama de equilíbrio da reação $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$, à pressão de uma atmosfera:

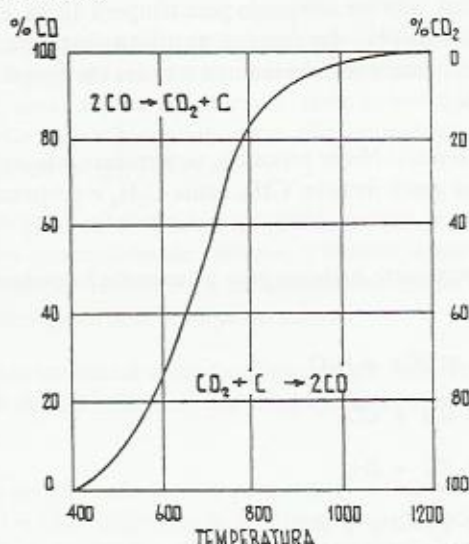


Fig. 92 - Diagrama de equilíbrio para a reação $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$ à pressão de uma atmosfera

Na cementação em caixa, pode-se obter camadas com espessuras superiores a 2 mm. Não é recomendável espessuras inferiores a 0,635 mm (0,025"), devido à dificuldade de controle.

As caixas utilizadas no processo devem ser proporcionadas em relação às dimensões das peças, as quais, por sua vez, antes de serem colocadas nas caixas, envoltas pela mistura carburizante, devem ser submetidas a boa limpeza. A vedação das caixas deve ser muito bem feita.

O processo em caixa exige menor experiência do operador e utiliza uma variedade de fornos sem atmosfera controlada.

As peças são menos sujeitas ao empenamento, por se apoiarem bem na mistura carburizante sólida.

Os corpos de prova colocados lateralmente nas caixas permitem acompanhar o processo.

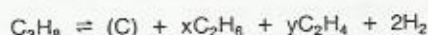
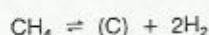
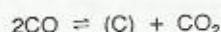
Depois de terminada a operação, as caixas são retiradas dos fornos e resfriadas ao ar.

Esse resfriamento é suficientemente lento para permitir que as peças sejam eventualmente usinadas após a cementação e antes da têmpera e suficientemente rápido para evitar, como se viu, aumento da quantidade de CO_2 na mistura gasosa, que pode originar pontos moles.

As desvantagens do processo relacionam-se com os fatos de não propiciar um controle rigoroso da espessura da camada cementada, não ser recomendável para obtenção de camadas finas, não ser adequado para têmpera direta, exigir tempo mais longo de operação (devido ao peso das caixas e da mistura carburizante que reduzem as velocidades de aquecimento e resfriamento) e não ser tão limpo quanto os outros processos de cementação.

2.4 Cementação a gás – Nesse processo, os agentes carbonetantes são monóxido de carbono CO e os gases metano CH_4 , etano C_2H_6 e propana C_3H_8 derivados de hidrocarbonetos.

As reações que produzem carbono para a cementação podem ser assim resumidas:



onde (C) representa o carbono que se dissolve no ferro gama.

A Tabela 17, adaptada do *Metals Handbook*⁽⁴³⁾ mostra os principais gases utilizados como fontes de carbono na cementação a gás:

TABELA Nº 17

Principais gases utilizados na cementação a gás

Constituinte	Gás natural (de determinada procedência)	gás de coqueria	butana comercial	propana comercial
CO ₂	0,8	2,2	—	—
O ₂	—	0,8	—	—
N ₂	8,4	8,1	—	—
CO	—	6,3	—	—
H ₂	—	46,5	—	—
CH ₄ (metano)	84,1	32,1	—	—
C ₂ H ₆ (etano)	6,7	—	—	—
C ₂ H ₄ (etileno)	—	3,5	—	2,5
C ₆ H ₆ (benzeno)	—	0,5	—	—
C ₄ H ₁₀ (butano)	—	—	93,0	—
C ₃ H ₈ (propana)*	—	—	7,0	96,0
Gravidade específica	0,63	0,44	1,95	1,52
*É o gás mais empregado				

Os mais empregados são gás natural, gás fabricado e propana. Esse último apresenta os melhores característicos quando derivado de gás natural e não de petróleo, porque, nessa última procedência, pode conter quantidades excessivas de etileno, propileno e outros hidrocarbonetos não saturados que se decompõem rapidamente em coque ou fuligem oleosa.

O fluxo de gás é relativamente pequeno, porque os gases de hidrocarbonetos produzem grandes quantidades de carbono. Contudo, é necessário adotar-se circulação forçada, mediante ventiladores localizados no interior do forno, para que haja perfeito contato dos gases com a carga do forno.

Uma prática comercial usual é utilizar um gás endotérmico, contendo cerca de 40% de N₂, 21% de CO e 39% de H₂ enriquecido com um dos gases derivados de hidrocarbonetos.

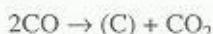
A relação do gás endotérmico para o gás de hidrocarboneto varia, na prática comercial, de 8/1 a 30/1, dependendo do tipo de gás transportador, do tipo de gás de hidrocarboneto, das dimensões do forno, da circulação interna e da superfície da carga.

É importante o controle do potencial de carbono do gás carburizante e do teor de carbono superficial do aço sob cementação.

Como se viu, uma das reações fundamentais na cementação a gás é $\text{CH}_4 \rightarrow (\text{C}) + 2\text{H}_2$.

O CH_4 é considerado um gás fortemente carburizante e o H_2 é um gás fracamente descarburizante. A cerca de 925°C (à pressão parcial de 0,4 atm), numa mistura gasosa em que a soma de CH_4 e de H_2 corresponde a 40% da mistura total, somente 0,20% de CH_4 é necessário para ficar em equilíbrio com 39,8% de H_2 , de modo a manter uma composição saturada de austenita na superfície do aço. Isso significa que todo o CH_4 em excesso ao 0,20% está disponível para carburizar. Geralmente, utiliza-se um fluxo de metano acima desse mínimo, porque a eficiência de carbonetação não é 100%.

A outra reação importante da cementação é:



O CO é considerado um gás fracamente carbonetante e o CO_2 um gás fortemente descarbonetante.

A 925°C , por exemplo, a uma pressão parcial de 0,2 atm uma mistura gasosa na qual 20% correspondem à soma de CO mais CO_2 , são necessários 19,92% de CO para o equilíbrio com 0,08% de CO_2 , de modo a manter austenita saturada na superfície do aço, o que significa que quase nada de CO está disponível para adicionar carbono na superfície do aço.

A Figura 93⁽⁴³⁾ apresenta as porcentagens de CO_2 e CO em equilíbrio para várias concentrações de carbono em aço-carbono a seis diferentes temperaturas.

Para uma operação bem controlada, recomenda-se emprego de um gás transportador de composição que esteja aproximadamente em equilíbrio com a concentração desejada de carbono superficial na temperatura de cementação.

Um modo prático de determinar o potencial de carbono de uma atmosfera carbonetante é por intermédio do ponto de orvalho.

A Figura 94⁽⁴³⁾ indica valores de ponto de orvalho em função da quantidade de água, em volume.

A obtenção de concentrações superficiais de carbono na faixa de 0,80% a 1,00% usando o gás transportador de natureza endotérmica exige que o ponto de orvalho desse gás se situe comumente entre $+10^\circ\text{F}$ a $+30^\circ\text{F}$.

Valores inferiores a $+10^\circ\text{F}$ podem causar formação acelerada de fuligem do catalisador do gerador de gás, exigindo freqüentes interrupções da operação do gerador.

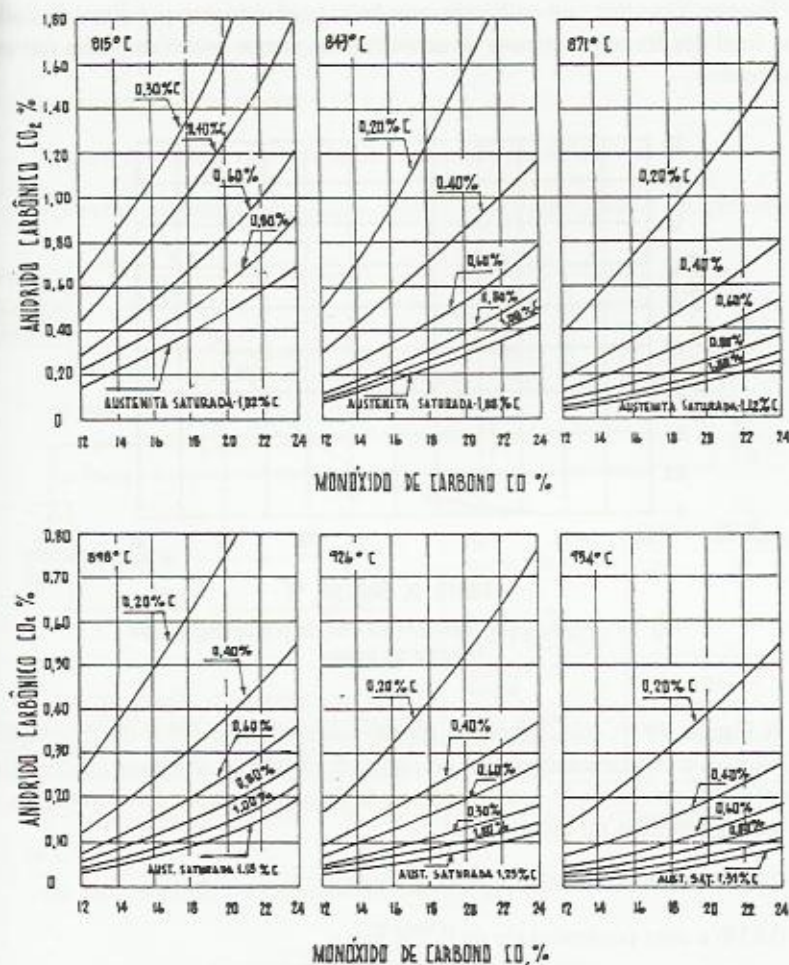
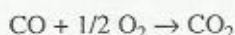
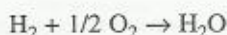


Fig. 93 - Porcentagens de CO e CO₂ em equilíbrio com várias concentrações de carbono em aço-carbono comum a seis temperaturas

O potencial de carbono de uma atmosfera carburizante pode ser diminuído, se desejado, no interior da câmara de cementação introduzindo-se pequenas quantidades de ar de modo a aumentar o ponto de orvalho (porcentagem de água) e o teor de CO₂, de acordo com as seguintes reações:



Esse artifício tem sido utilizado com êxito para reduzir o potencial de carbono na zona final dos fornos contínuos de cementação, porque assim se obtém um período de difusão.

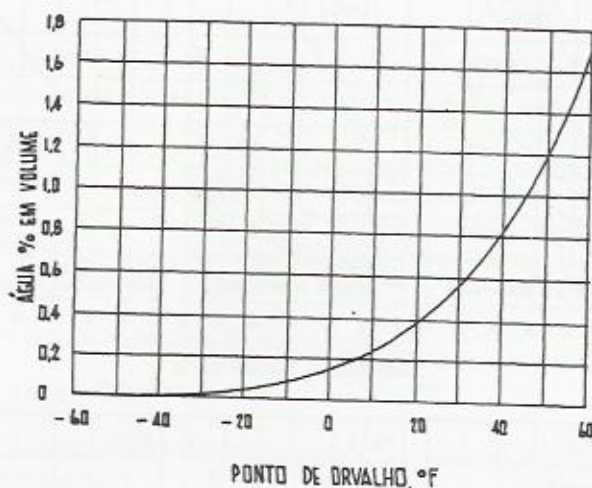


Fig. 94 - Ponto de orvalho em função da porcentagem em volume de água

A Figura 95⁽⁴³⁾ corresponde à representação esquemática da tubulação de atmosfera para o controle automático do ponto de orvalho e do potencial de carbono da atmosfera de um forno de cementação a gás de quatro zonas. Concentrações típicas de carbono obtidas no aço são:

0,89% a uma profundidade de 0,127 mm;

0,85% a uma profundidade de 0,254 mm e

0,80% a uma profundidade de 0,381 mm

Esse sistema constitui uma prática operacional recomendável quando se emprega na cementação a gás fornos contínuos, pois permite, embora com um sistema de tubulações relativamente complexo, um controle mais rigoroso do ponto de orvalho por zonas.

Isso é necessário porque, para combinar-se o ciclo de saturação de carbono e o ciclo de difusão num forno contínuo, deve-se distribuir de modo mais adequado a atmosfera no interior do forno, produzindo-se, assim, diferentes potenciais de carbono, de acordo com a zona do forno.

Concluindo: o processo de cementação a gás é mais oneroso e exige controle mais rigoroso que a cementação sólida, mas apresenta mais vantagens, sob os seguintes aspectos:

- permite a cementação de peças mais delicadas, além de teor carbono e espessura da camada cementada mais uniforme;
- permite têmpera direta;
- apresenta maior velocidade de penetração de carbono e
- previne a oxidação das peças, pois os gases empregados são protetores.

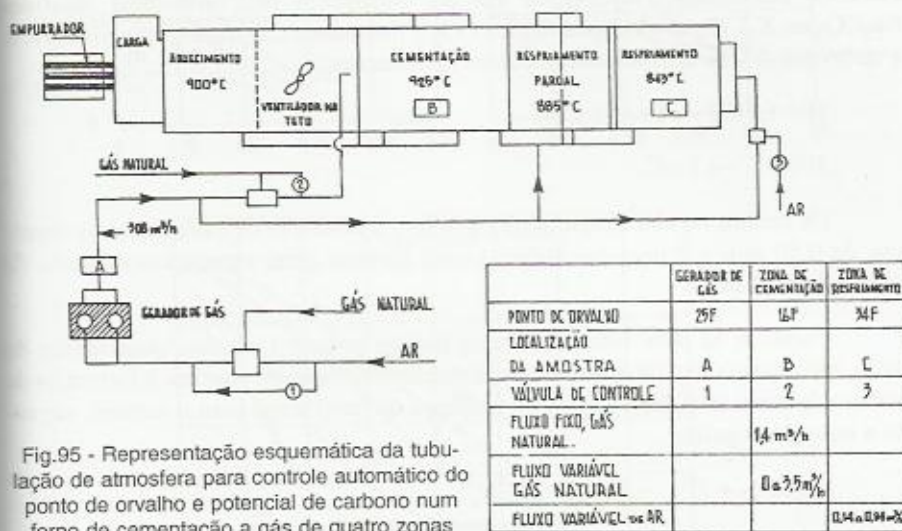


Fig.95 - Representação esquemática da tubulação de atmosfera para controle automático do ponto de orvalho e potencial de carbono num forno de cementação a gás de quatro zonas

2.5 Cementação líquida – Nesse processo, o meio carburizante é um sal à base de cianeto.

Os sais utilizados estão indicados na Tabela 18⁽⁴⁴⁾:

TABELA Nº 18

Composição de banhos de sal para cementação líquida

Constituinte	Composição do banho, %	
	Camada de pequena espessura, baixa temperatur. 840° a 900°C	Camada de grande espessura, alta temperatur. 900° a 955°C
Cianeto de sódio	10 a 23	6 a 16
Cianeto de bário	0 a 40	30 a 55
Outros sais alcalinos de metais terrosos	0 a 10	0 a 10
Cianeto de potássio	0 a 25	0 a 20
Cianeto de sódio	20 a 40	0 a 20
Carbonato de sódio	30 máx.	30 máx.
Aceleradores outros que compostos de metais alcalinos terrosos (*)	0 a 5	0 a 2
Cianato de sódio	1,0 máx.	0,5 máx.

* Dentre esses aceleradores incluem-se dióxido de manganês, óxido de boro, fluoreto de sódio e carboneto de silício.

A tabela indica as temperaturas de cementação para os dois tipos de banhos, em função da espessura da camada.

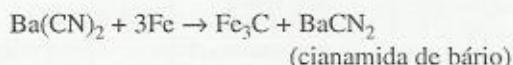
Os banhos para baixa temperatura permitem obter camadas de 0,08 mm a 0,8 mm de espessura.

As reações que ocorrem nesses banhos, à temperatura de cementação, são complexas. Formam-se diversos produtos intermediários e finais, tais como cianato NaNC , cianamidas Na_2CN_2 ou BaCN_2 , nitrogênio N_2 , carbonatos alcalinos Na_2CO_3 ou K_2CO_3 , anidrido carbônico CO_2 e finalmente CO mais C que promovem a carbonetação, de acordo com as conhecidas reações:



Os banhos de alta temperatura permitem a obtenção de camadas mais espessas, de 0,50 mm a 3 mm; em alguns casos, pode-se obter espessuras maiores, da ordem de 6,35 mm.

Como se vê pela Tabela 18, esses banhos possuem maiores quantidades de bário, além do cianeto de sódio. Neles, a reação fundamental consiste à formação de cianeto de bário $\text{Ba}(\text{CN})_2$, o qual, na presença do ferro reage com o mesmo, segundo a equação seguinte:



A Figura 96⁽⁴⁴⁾ mostra os gradientes de carbono obtidos na cementação líquida de uma barra de 1" de diâmetro de aço 1020 a três temperaturas diferentes, durante vários tempos:

A cementação líquida é levada a efeito em fornos de banho de sal de diversos tipos, cuja descrição pormenorizada não está dentro dos objetivos desta obra.

Contudo, na parte correspondente à prática dos tratamentos térmicos, serão tecidas algumas considerações a respeito dos mesmos.

A cementação líquida apresenta as mesmas vantagens da cementação a gás, sob os pontos de vista de controle da quantidade superficial de carbono, da espessura da camada cementada, de proteção contra a corrosão, de possibilidade de temperatura direta etc.

Outras vantagens se relacionam com menores possibilidades de empenamento devido à técnica de suporte das peças no interior do banho, mediante ganchos ou cestas especiais, maior facilidade de produzir-se cementação localizada, maior facilidade de produção contínua, maior rapidez de operação (em tempos relativamente

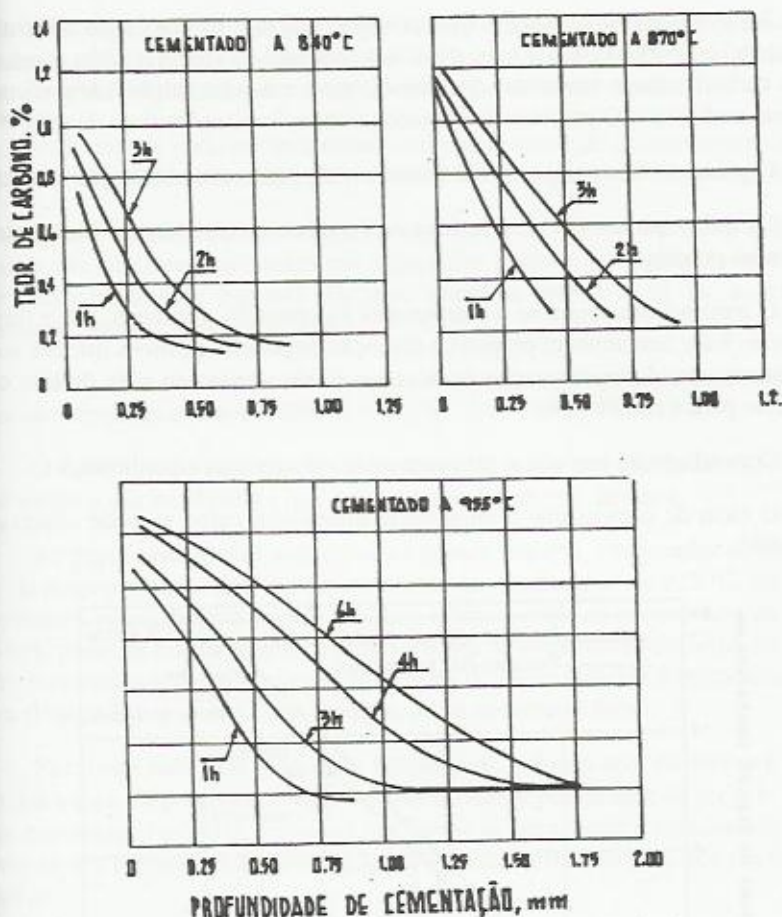


Fig. 96 Gradientes de carbono obtidos na cementação líquida de uma barra de 1" de diâmetro de aço 1020 a três temperaturas diferentes

curtos – 1 h a 2 h – obtêm-se profundidades de cerca de 0,5 mm, com carbono superficial de 0,70% a 1,00% e cerca de 0,2% de nitrogênio) etc.

Devido ao fato do cianeto ser um sal venenoso, há necessidade de cobertura e exaustão nos fornos de banho de sal.

Após a cementação líquida, deve-se evitar resfriamento direto ao ar, porque a película de sal aderente as peças não as protege suficientemente, correndo-se o risco de oxidação ou decarbonetação.

Assim deve-se preferir a têmpera direta, num meio como salmoura ou óleo. O primeiro facilita o desprendimento da camada de sal aderente, facilitando a lavagem posterior das peças.

2.6 Processo carbomaaq – Esse processo utiliza o metanol com a substância "condutora" ou "veículo" e o acetato de etila ou acetona, na forma líquida, como substâncias carburizantes e nitretantes simultaneamente, em substituição à atmosfera carburizante tradicional. O processo é chamado também "metanol-acetato de etila"⁽⁴⁵⁾.

O processo foi aparentemente desenvolvido para economizar gás natural.

Os dois líquidos são introduzidos no forno ao mesmo tempo, porém através de entradas próprias.

O metanol desintegra-se à temperatura da operação, formando gás e limpando o forno. Esse fato também propicia a obtenção de pressão positiva, durante o ciclo de carbonetação. A desintegração da acetona ou do acetato de etila produz o gás necessário para a cementação.

Com adição de amônia, o processo pode substituir a carbonitretação.

O ciclo de cementação é igualmente diminuído, como se pode observar na Figura 97:

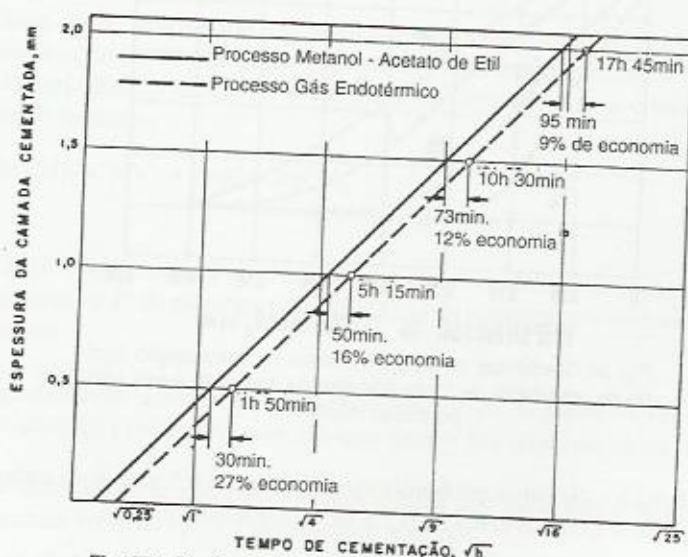


Fig. 97 - Diminuição do ciclo de cementação pelo processo metanol-acetato de etila

Os dados da figura referem-se ao comportamento, na cementação a gás, pelo processo clássico com gás endotérmico e pelo novo processo, de um aço com 0,15% de carbono, 3,50% de níquel e 0,75% de cromo. A temperatura de cementação foi de 930 °C e o teor de carbono superficial foi de 1,15%.

2.7 Cementação seletiva – É comum, em determinadas peças, realizar-se a cementação somente de certas secções. É o caso de algumas engrenagens, onde somente os dentes são cementados.

A proteção comum das partes que não devem ser cementadas consta de uma camada de cobre aplicada por eletrodeposição, a qual, depois da cementação, é facilmente removida mediante, por exemplo, um banho de ácido crômico.

Essa camada pode ser igualmente retirada na operação de usinagem posterior, porque ela possui boa usinabilidade e a superfície protegida não foi cementada.

Têm-se empregado igualmente revestimentos cerâmicos, na forma de pintura, os quais são facilmente aplicados nas superfícies a serem protegidas (e que devem estar cuidadosamente limpas). Devem, contudo, aderir bem às superfícies. Geralmente, duas aplicações são feitas.

2.8 Tratamento térmico de peças cementadas – Depois da cementação, as peças são temperadas, como é óbvio.

O método mais simples é a têmpera direta, desde que seja possível, como na cementação a gás ou líquida e que a granulação dos aços o permita.

As peças cementadas a gás são, na grande maioria, temperadas diretamente, quer da própria temperatura de cementação, aproximadamente de 925 °C, ou de uma temperatura inferior, cerca de 845 °C. Esse rebaixamento da temperatura de 925 °C a 845 °C pode ser feito mediante o rebaixamento da temperatura do forno de cementação, ou colocando-se as peças em outra zona do forno mantida à temperatura mais baixa (Figura 95) ou ainda removendo as peças para outro forno.

Por outro lado, em função do tamanho de grão do aço, da forma e dimensões das peças, da porcentagem de elementos de liga presentes e do próprio processo de cementação (sólida), é comum resfriar-se as peças após a cementação (geralmente ao ar) e proceder-se, em seguida, ao reaquecimento para o tratamento de têmpera.

Por exemplo, aços para cementação de alto teor de elementos de liga podem apresentar grande quantidade de austenita retida, quando temperados diretamente de 925 °C. Nesse caso, recomenda-se resfriamento lento e reaquecimento para a têmpera.

Uma peça cementada consta de duas secções: núcleo, relativamente mole e tenaz; e a superfície, dura.

Na cementação, sobretudo às temperaturas mais elevadas, mesmo que o aço apresente inicialmente granulação fina, ocorre crescimento de grão.

Assim, na realidade, deveria haver duas temperaturas de têmpera:

- uma, mais elevada, acima de A_{c3} para, por assim dizer, apenas refinar o núcleo (visto que no resfriamento posterior não ocorre seu endurecimento) e

- uma outra, em torno de 800 °C, para endurecer a superfície (cujo teor de carbono se situa em torno ou acima do eutetóide).

A Figura 98⁽⁴⁶⁾ apresenta alguns ciclos de tratamento de têmpera após a cementação.

A Tabela 19 fornece uma orientação quanto à preferência de cada um dos tratamentos indicados na Figura 98, em relação à estrutura inicial dos aços e as características finais da camada endurecida do núcleo.

Finalmente a Tabela 20⁽⁴⁷⁾ indica os tratamentos de têmpera e revenido típicos para aços-carbonos e aços-liga para cementação.

Como se vê, o revenido, quando necessário, é feito a baixas temperaturas, para aliviar as tensões residuais provocadas pela têmpera ou aumentar a resistência à fissuração durante a retificação posterior das peças cementadas.

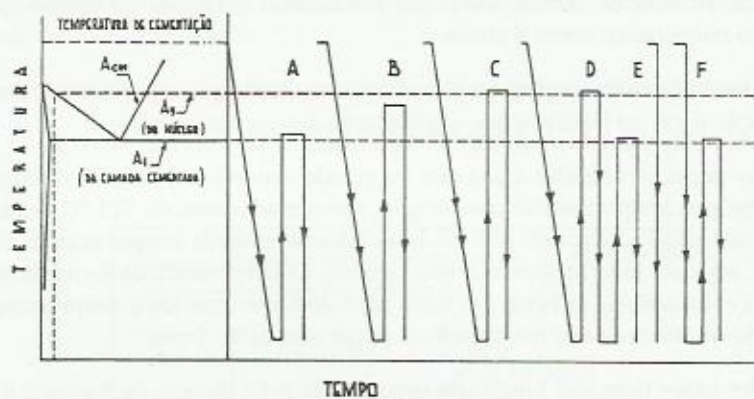


Fig. 98 - Representação esquemática dos vários tratamentos possíveis de têmpera após a cementação

TABELA Nº 19

Granulação dos aços e características finais na cementação, em função das diversas alternativas de têmpera indicadas na figura nº 99

Tratamento	Granulação inicial do aço	Características após cementação e têmpera	
		Camada cementada	Núcleo
A têmpera simples	fina	Estrutura fina; excesso de carbonetos não dissolvidos; Mínimo empenamento	Estrutura grosseira; mole e usinável
B têmpera simples	fina	Estrutura ligeiramente grosseira; solução ligeira dos carbonetos em excesso	Estrutura parcialmente refinada; mais resistente e tenaz que (A)
C têmpera simples	fina	Estrutura ligeiramente grosseira; solução dos carbonetos em excesso; austenita retida nos aços de alto teor em ligas	Estrutura refinada; máxima resistência e tenacidade; melhor combinação que em (B)
D têmpera dupla	grosseira (é o melhor tratamento p/ aços de granulação grossa)	Estrutura refinada; solução dos carbonetos em excesso; pouca austenita retida; pequeno empenamento	Estrutura refinada; mole e usinável; boa tenacidade e resistência ao choque
E têmpera direta	fina	Estrutura não refinada; excesso de carbonetos não dissolvidos; austenita retida; mínimo empenamento	Estrutura não refinada, mas endurecida
F têmpera dupla	fina	Estrutura refinada	Estrutura grosseira mole, tenaz e usinável

TABELA Nº 20

Tratamentos térmicos típicos para aços-carbono e aços-liga para cementação

Designação SAE	Tratamento prévio	Meio de resfriamento após cementação	Temperatura de reaquecimento °C	Meio de resfriamento após reaquecimento	Temperatura de revenido máxima °C
1080C	—	água	785	água	200
1130C	—	água, óleo	785 – 900	água, óleo	200
1150C	—	óleo	785	óleo	200
4030C	N	óleo	—	—	175
4140C	N	óleo	—	—	175
4320	N, C	óleo	—	—	175
4400C	N, C	óleo	—	—	175
4600C	N, C	óleo	—	—	175
4720	N, C	óleo	815 – 845	óleo	175
4800C	NR, C	óleo	—	—	160
5015	N	óleo	—	—	175
5100C	N	óleo	—	—	175
5118	N	óleo	—	—	160
5155	N, C	óleo	—	—	175
5600C	N, C	óleo	—	—	175
8720	—	resf. lento	845 – 870	óleo	175
8822	—	resf. lento	845 – 870	óleo	175
9310	N, R	resf. lento	790 – 830	óleo	160
94BXX	N	óleo	—	—	175

NOTAS – Temperatura de cementação: 900 a 925°C. Aplicáveis somente a aços de granulação fina.

N = normalização à temperatura pelo menos igual à de cementação, seguida de resfriamento ao ar.

NR = normalização e revenido entre 600 e 650°C.

C = recozimento cíclico ou seja austenização à temperatura equivalente à da cementação, resfriamento rápido na faixa 355/675°C, manutenção nessa faixa durante uma a três horas e resfriamento ao ar.

O resfriamento lento após a cementação (aços 8720, 8822 e 9310) é empregado se, depois da cementação, for necessário usinar ou se não houver possibilidade física de têmpera direta.

3. **Nitretação** – Nesse tratamento termoquímico, o endurecimento superficial é promovido pelo nitrogênio, o qual, nas condições próprias da operação, se difunde a partir da superfície das peças para o seu interior, reagindo com elementos contidos nos aços e formando nitretos de elevadas dureza e resistência ao desgaste.

O meio endurecedor deve, pois, conter nitrogênio.

No processo clássico, esse meio consiste em gás nitrogenoso, geralmente proveniente da amônia.

O primeiro característico do processo é que a operação é realizada abaixo da temperatura inferior de transformação correspondente à linha A_1 . Por isso as peças são menos suscetíveis ao empenamento.

Qualquer que seja o método utilizado na nitretação, os seus objetivos são os seguintes:

- produzir superfície de altas durezas, resistência ao desgaste e resistência à escoriação;

- melhorar a resistência à fadiga;

- melhorar a resistência à corrosão e
- melhorar a resistência ao calor até temperaturas equivalentes à da nitretação.

O tratamento de nitretação não requer têmpera posterior, pois o endurecimento obtido não envolve a formação de martensita, mas se deve à formação de nitretos abaixo da superfície, geralmente de alumínio ou cromo. Esses metais são os principais elementos formadores de nitretos.

A nitretação produz geralmente uma camada superficial inicial muito fina e que, em ensaio micrográfico, se revela "branca". Sua espessura é muito pequena, frequentemente inferior a 25 microns (0,025 mm). Essa camada não possui alta dureza, mas apresenta boa resistência ao engripamento e à corrosão.

Abaixo dela, a camada "escura" formada corresponde à de alta dureza e é constituída de nitreto de ferro, nitretos dos elementos de liga presentes e de compostos de Fe-C-N.

A espessura da camada nitretada e sua dureza depende do tipo de aço e dos elementos de liga presentes.

A razão do aumento do limite de fadiga nos aços nitretados está relacionada com a introdução de tensões de compressão, juntamente com a maior resistência da camada nitretada, na superfície do aço.

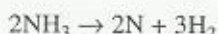
A Figura 99⁽⁴⁸⁾ revela que os aços que contêm elementos formadores de nitretos como alumínio, cromo e molibdênio, em teores relativamente elevados (como o tipo Nitalloy 135M), formam camadas finas mas muito duras (até 70 RC), ao passo que os aços cujos elementos de liga estão em menor quantidade, como o 4340, formam camadas mais profundas, porém menos duras.

A Figura 100⁽⁴⁸⁾ mostra o efeito sobre a resistência à fadiga de um aço DIN 14 CrMoV69 contendo 0,14 C, 1,5 Cr, 0,90 Mo e 0,25 V.

As curvas A e C correspondem a amostras temperadas e revenidas e as curvas B e D a amostras nitretadas. Os ensaios nos corpos de prova C e D foram realizados com os mesmos entalhados.

Existem dois processos principais de nitretação; a gás e líquida:

3.1 *Nitretação a gás* – O meio nitretante nesse processo é amônia anidra que, à temperatura de nitretação – 500 °C a 570°C – se decompõe originando o nitrogênio, mediante a seguinte reação de dissociação:



A difusão do nitrogênio, na nitretação a gás, é muito lenta, de modo que o processo é muito demorado, podendo se estender até 90 horas. O tempo varia geralmente de 48 a 72 horas.

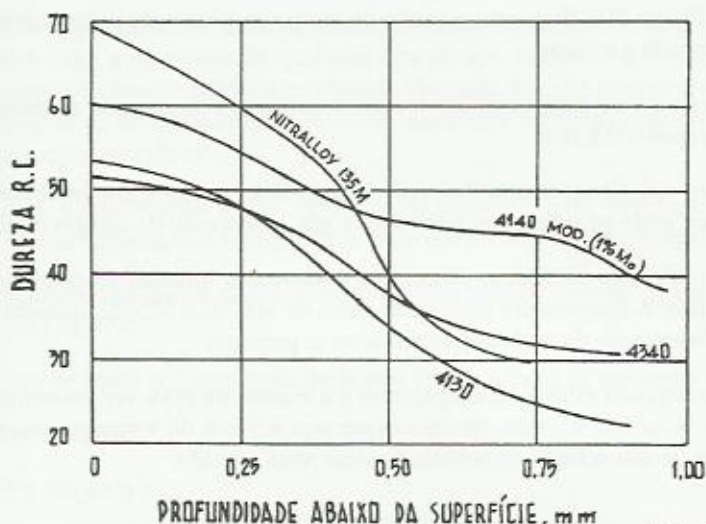


Fig. 99 - Influência dos elementos de liga alumínio, cromo e molibdênio (aço Nitralloy 135M) na espessura e dureza de camada nitrada.

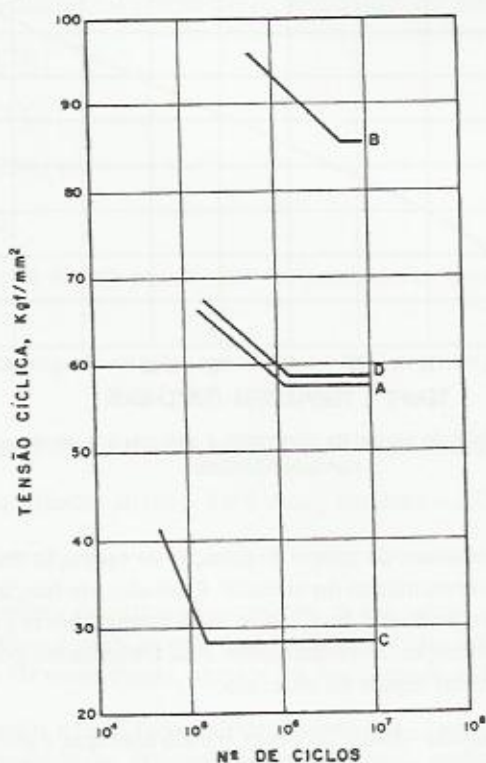


Fig. 100 - Efeito da nitratação sobre a resistência à fadiga: curvas B e D referentes a aços nitrados; curvas A e C aços temperados e revestidos

A Figura 101⁽⁴⁸⁾ mostra o efeito do tempo de nitretação a gás sobre a espessura da camada nitretada.

Mesmo com tempos muito longos, a espessura da camada nitretada dificilmente ultrapassa 0,8 mm.

Para reduzir a camada "branca" da superfície, a qual é em geral considerada indesejável, pode-se aplicar, na nitretação a gás, o processo de estágio duplo⁽⁴⁹⁾.

No primeiro estágio, o processo é exatamente idêntico ao convencional de estágio único. A temperatura situa-se na faixa de 500 °C a 525 °C, quando a velocidade de dissociação da amônia é relativamente pequena.

No segundo estágio, a temperatura é a mesma ou pode ser aumentada para a faixa 555 °C a 565°C, mas, qualquer que seja a faixa de temperatura adotada, a velocidade de dissociação da amônia é muito mais elevada.

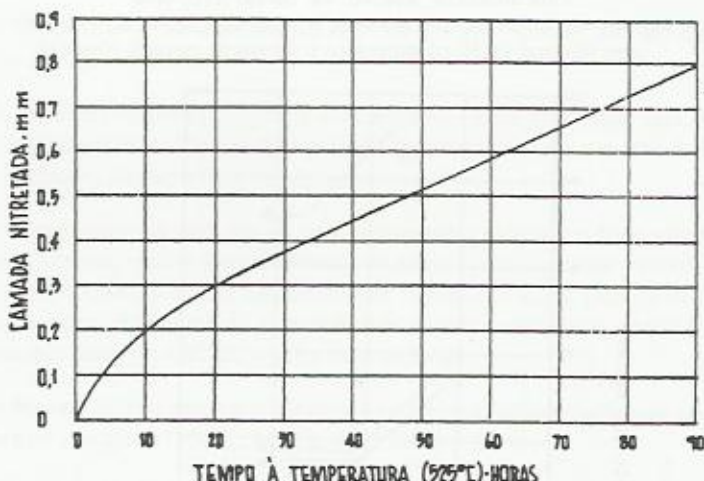


Fig. 101 - Efeito do tempo de nitretação a gás sobre a espessura da camada nitretada

Um dos inconvenientes do tempo de duração de operação de nitretação a gás está relacionado com o crescimento do material. Contudo, em função do tipo de aço, pode-se avaliar esse crescimento e descontá-lo na usinagem prévia a que as peças são submetidas antes da nitretação. Eventualmente, esse crescimento pode ser removido pela retificação do material depois de nitretado.

3.2 Nitretação líquida – Nesse processo, o meio nitretante é uma mistura de sais.

Os outros fatores – temperatura e tempo – são idênticos aos da nitretação a gás, embora o tempo seja freqüentemente menor.

A nitretação líquida – também conhecida como "nitretação tenaz" – possibilita, por outro lado, a nitretação de qualquer tipo de aço, inclusive aços-carbonos de baixo teor de carbono, como o 1015 e aços rápidos. Contudo, ela não produz camadas tão espessas quanto na nitretação a gás, de modo que essa é preferida quando se deseja maior penetração superficial.

Como na nitretação a gás, obtém-se igualmente, pela nitretação líquida, camadas de boa resistência à fadiga e com menores tendências ao enrijecimento.

Um banho comercial de sais para nitretação líquida consiste de uma mistura dos seguintes sais⁽⁵⁰⁾:

– sais de sódio (na proporção de 60% a 75% em peso da mistura):

96,5% NaCN;

2,5% Na_2CO_3 e

0,5% NaCNO

– sais de potássio (na proporção de 30% a 40% em peso de mistura):

96,0% KCN;

0,6% K_2CO_3 ;

0,75% KCNO e

0,5% KCl.

Essa mistura de sais possui uma temperatura de operação correspondente a 565 °C.

Um sal empregado na nitretação e aços para ferramentas apresenta a seguinte composição:

NaCN – 30% max.; Na_2CO_3 ou K_2CO_3 – 25,0% max.;

outros ingredientes ativos – 4,0% max.; umidade – 2,0% max.;

KCl – restante.

À temperatura de nitretação, carbono e nitrogênio são libertados; porém, somente esse último é mais ativo a essa temperatura, difundindo-se no ferro e formando, como já foi mencionado, nitretos em maior quantidade que carbonetos.

Esses nitretos e Fe_3C formam inicialmente a já citada "camada ou faixa branca" de espessura diminuta. O nitrogênio penetra mais profundamente, formando a "faixa de difusão". Nessa faixa de difusão, no caso de aços-carbonos, forma-se nitreto de ferro e no caso de aços-liga, formam-se nitretos especiais^(51 e 52).

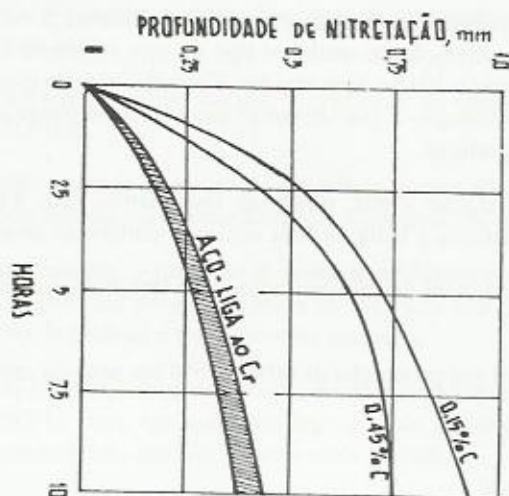


Fig. 102 - Profundidade de nitretação obtidas em alguns aços submetidos à nitretação líquida a 570°C

Pelo exame das curvas, verifica-se que quanto maior o teor de carbono, menor a profundidade de penetração.

As Figuras 103 e 104^(51 e 52) indicam o efeito da nitretação líquida sobre as propriedades de resistência ao desgaste (Figura 103) e de resistência à fadiga (Figura 104):

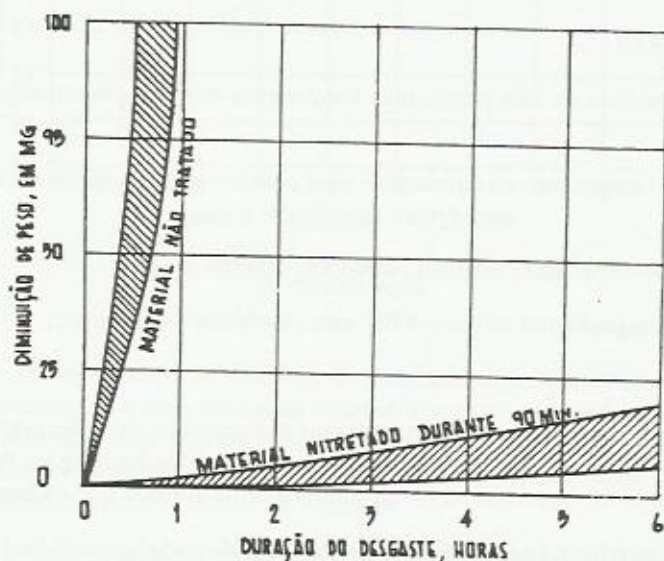


Fig. 103 - Efeito de nitretação líquida na resistência ao desgaste de aço com 0,15%C nitretado, em comparação com aço não nitretado

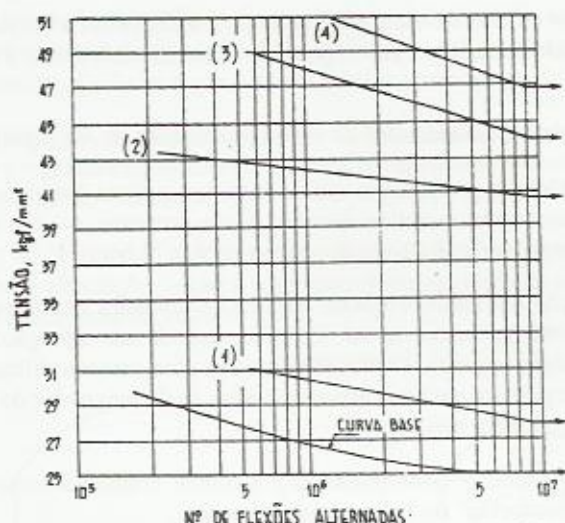


Fig. 104 - Efeito da nitretação líquida no limite de fadiga de aço-carbono com 0,15%C

Nessa última figura, a curva base refere-se ao aço não nitretado, o qual submetido a uma carga de 25 kgf/mm² rompeu após 10 milhões de flexões alternadas; a curva (1) corresponde ao aço nitretado a 600 °C, durante 30 minutos e resfriado em salmoura; a curva (2), a aço nitretado a 570 °C durante 90 minutos e resfriado em banho de sal; a curva (3), a aço nitretado a 570 °C durante 90 minutos e resfriado ao ar; a curva (4), a aço nitretado a 570 °C durante 90 minutos e resfriado em salmoura.

Os dados obtidos revelam que uma técnica de resfriamento mais rápido, como em salmoura, após a nitretação, pode apresentar resultados positivos.

A Figura 105^(51 e 52), por sua vez, indica, comparativamente, os efeitos da nitretação líquida e da nitretação a gás sobre o limite de fadiga:

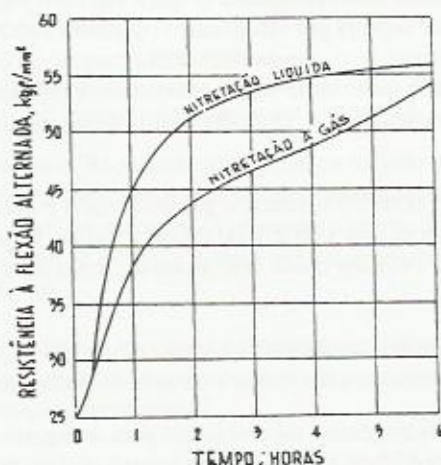


Fig. 105 - Curvas comparativas do limite de fadiga em relação ao tempo de nitretação, pelos processos de nitretação a gás e nitretação líquida.

As curvas obtidas revelam que, pelo menos nas primeiras seis horas, a nitretação líquida é mais eficiente, sob o ponto de vista de resistência à fadiga final, do que a nitretação a gás.

Dois processos patenteados de nitretação líquida são os seguintes⁽⁵⁰⁾:

- nitretação sob pressão, em que se introduz amônia anidra sob pressão num banho de cianeto-cianato, mantido vedado. Nesse processo, o ciclo médio de nitretação é de 24 horas, podendo, contudo, variar de 4 a 72 horas e

- nitretação em banho arejado, em que quantidades determinadas de ar são bombeadas através do banho de sal. Com isso, produz-se agitação do banho e se estimula a atividade química. O processo produz uma camada difusa de nitrogênio de 0,30 mm de espessura em aço-carbono comum ou de baixo teor de liga, num ciclo de nitretação de 1 hora e meia.

3.3 *Ionitretação* – Esse processo é também conhecido com os nomes de "nitretação incandescente" ou "nitretação a plasma".

Trata-se de um processo de endurecimento superficial da natureza química, no qual o nitrogênio combina com o ferro e outros elementos de liga dos aços. O processo provoca um impacto de átomos de nitrogênio na superfície do aço, o que gera calor e a temperatura dos componentes a serem tratados se eleva.

É necessário distinguir esse processo de um processo semelhante denominado de "implantação iônica", de grande futuro, embora ainda não inteiramente consolidado. A implantação iônica é um método de natureza e nele íons de nitrogênio são dirigidos em direção à superfície metálica e permanecem no seu reticulado como átomos distintos⁽⁵³⁾.

Na ionitretação, as peças são colocadas no interior de um recipiente a vácuo, sobre um suporte isolado do corpo do recipiente, de modo a que elas fiquem isoladas eletricamente das paredes desse recipiente (Figura 106). Ao suporte é ligada uma corrente elétrica contínua, suprida por um gerador operando entre 215 V e 600 V e 0,25 mA/m².Pa². A carga torna-se o cátodo do sistema (negativo) e o recipiente o ânodo. Esse recipiente é ligado ao solo. O vácuo produzido é de cerca 13Pa. Assim que o recipiente estiver evacuado é enchido com uma mistura de nitrogênio e hidrogênio⁽⁵³⁾.

Ao se aplicar a corrente elétrica, o gás é excitado e ionizado, resultando num brilho ou incandescência que cobre totalmente a carga. Para facilitar o início do processo, a pressão é mantida baixa inicialmente; a seguir é elevada rapidamente entre 265 a 665 Pa.

O bombardeamento de íons eleva a temperatura das peças (a cerca de 315 °C) e ocorre uma reação química entre o aço e os íons de nitrogênio.

A presença de hidrogênio é recomendada para assegurar-se uma superfície das peças inteiramente desoxidada, de modo a ter-se uma rápida difusão do nitrogênio na superfície do metal.

Os resultados são superfícies muito duras, com pouca ou nenhuma camada branca, com acabamento mais fosco⁽⁵³⁾. Além disso, as peças apresentam muito menor empenamento que as nitretadas a gás, devido à baixa temperatura do processo.

Outras vantagens da ionitretação sobre o processo clássico são: o equipamento é automático e o preço é competitivo; o tempo de tratamento é mais curto e as propriedades mecânicas são melhores.

A Figura 107⁽⁵⁴⁾ mostra a influência da nitretação iônica, em comparação com outros processo de nitretação, sobre a espessura (e velocidade) de camada nitretada (e de formação da camada nitretada):

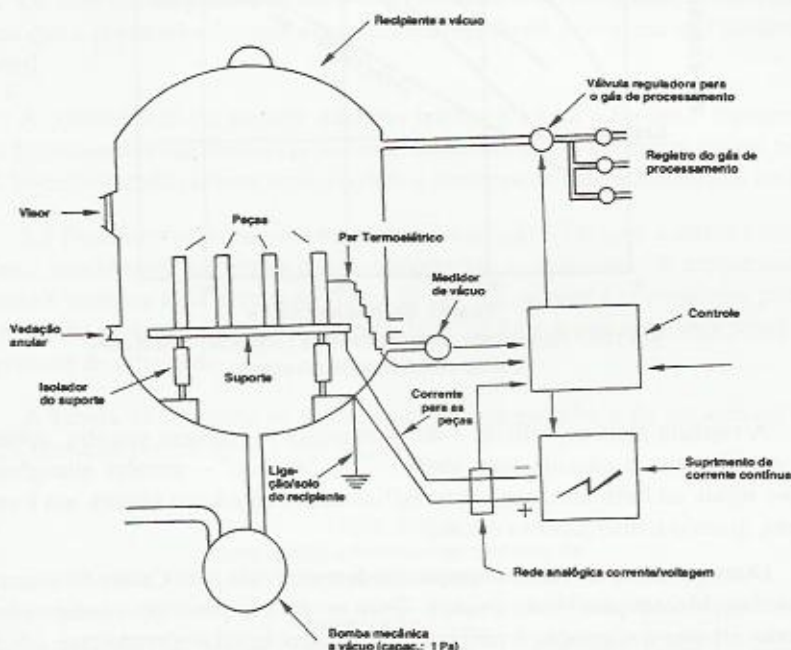


Fig. 106 - Representação esquemática de um tipo de equipamento empregado em ionitretação

3.4 Sulfonitretação – Recentemente foi desenvolvido na Europa, um novo processo de nitretação ou mais propriamente de carbonitretação, que consiste em introduzir-se enxofre, além do carbono. O processo é chamado de "sulfocarbonitretação gasosa" ou "processo SCN"⁽⁵⁵⁾ e poderá substituir eventualmente a nitretação gasosa ou em banho de sal.

Alega-se que o processo apresenta vantagens no que se refere a conferir melhor resistência ao engripamento ao aço, enquanto as outras propriedades são idênticas às obtidas na nitretação convencional.

As temperaturas situam-se na faixa de 550 °C a 575 °C e, com tempo de 2 horas, consegue-se razoável profundidade de penetração.

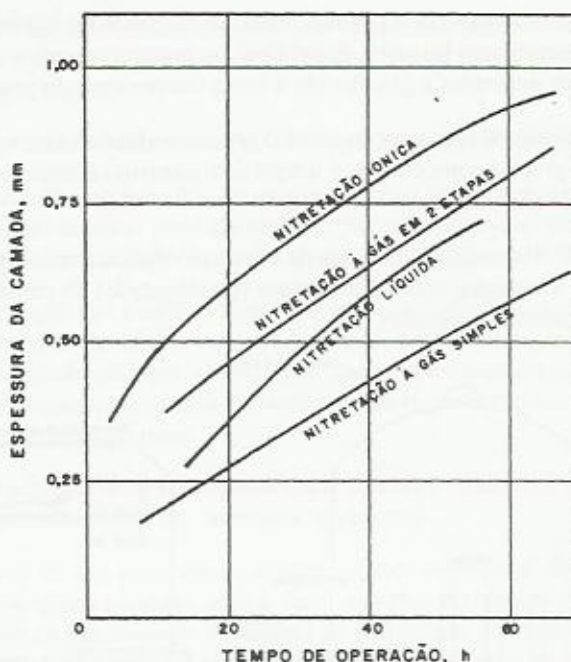


Fig.107 - Resultados comparativos da nitretação iônica com outros processos de nitretação

A camada mais superficial – de "compostos" – contém enxofre, sulfeto de ferro e carboneto; a camada logo abaixo – de "difusão" – contém nitrogênio em solução sólida no ferro alfa, quando o resfriamento é rápido ou nitreto, em forma de agulhas, quando o resfriamento é lento.

Outro processo de sulfonitretação foi desenvolvido pelo Centre Stephanois de Recherches Mecaniques⁽⁵⁶⁾ da França. Trata-se de um processo considerado não poluente, em que a nitretação é realizada num banho de sal acelerado com adição de enxofre.

A temperatura da operação é de 565 °C. Segundo seus autores, o potencial de nitretação do banho é muito alto, produzindo uma camada de altas resistências ao desgaste, à fadiga, ao engripamento e à corrosão.

Alta dureza superficial é obtida em tempos muito curtos, de modo que o processo torna-se vantajoso, tanto técnica como economicamente, como alternativa para outros processos termoquímicos de endurecimento superficial, como cianetação, carbonitretação, nitratação e cementação.

A composição do banho inclui, além de cianetos e carbonatos, sais de lítio e compostos de enxofre. Há três sais essenciais:

- um sal básico que consiste de cianetos e carbonatos alcalinos de lítio, de sódio e potássio;

– um sal regenerador que consiste de um produto orgânico utilizado para manter um potencial de nitretação constante no banho e

– um sulfeto de potássio (tipo comercial K_2S) que é adicionado regularmente para manter constante as propriedades químicas do banho e as propriedades metalúrgicas das peças tratadas.

Esse sulfeto de potássio é adicionado em quantidades muito pequenas e, juntamente com ar soprado através do banho, forma enxofre ativo e compostos de óxido de enxofre como sulfatos e sulfetos, que influem nas reações químicas do banho.

Os sulfetos em particular removem continuamente por oxidação os traços de cianeto que é produzido durante a operação assegurando a natureza não poluente do processo.

A concentração de enxofre ativo no banho influi na estrutura e espessura da "zona de compostos" da camada superficial, tornando-a mais compacta e mais dura (o que é favorecido pelo carbono mais elevado e presença de elementos de liga no aço).

3.5 Tratamentos térmicos e aços para nitretação – Os aços a serem nitretados de vem, geralmente, ser previamente temperados e revenidos. A temperatura de revenido é superior à de nitretação (cerca de 30 °C), porque é conveniente produzir uma estrutura sorbítica bem caracterizada, para facilitar a usinagem das peças antes da operação de nitretação.

A Tabela 21⁽⁵⁷⁾ indica os tipos de aços recomendados e os respectivos tratamentos térmicos preliminares à nitretação:

TABELA Nº 21
Composição e tratamentos térmicos de
aços para nitretação

Tipo de aço	Composição nominal, %								Temperat. Austenit. °C	Temperat. revenido °C
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Outros		
NitralloyG	0,35	0,55	0,30	1,20	–	0,20	1,0	–	950	965/700
"135M"	0,42	0,55	0,30	1,80	–	0,38	1,0	–	950	965/700
"N"	0,24	0,55	0,30	1,15	3,5	0,25	1,0	–	900	950/675
"E2"	0,35	0,30	0,30	1,25	–	0,20	1,0	0,25e	950	965/700
H11 modL	0,40	0,30	0,50	5,00	–	1,30	–	0,5V	1010	540/625 (a)
H13	0,40	0,40	1,10	5,00	–	1,35	–	1,1V	1010	540/625 (a)
18Ni250	0,015	0,05	0,05	–	18,0	4,8	0,10	7,5Co 0,40Ti	(b)	(b)
18Ni300	0,015	0,05	0,05	–	18,0	4,8	0,10	9,0Co 0,60Ti	(b)	(b)
SAE 4140	0,40	0,90	0,30	0,85	–	0,20	–	–	850	575/625
SAE 4350	0,40	0,70	0,30	0,80	1,85	0,25	–	–	815	575/625
Tipos europeus										
31CrMoV9	0,30	0,55	0,25	2,50	–	0,20	–	0,10V	850	575/625
2240	0,32	0,70	0,27	2,50	0,50	0,30	–	0,25V	915	575/675
30X12	0,22	0,55	0,25	3,00	–	0,40	–	–	900	575/650

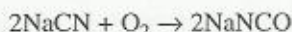
(a) – revenido duplo

(b) – envelhecimento a 400°C durante três horas

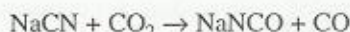
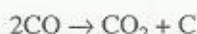
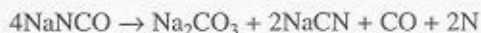
4. *Cianetação* – Esse processo é também chamado de carbonitretação em banho de sal. É realizado entre as temperaturas de 760 °C a 870 °C e nele se verifica a absorção pelo aço de carbono e nitrogênio simultaneamente. As peças são mergulhadas num banho contendo cianetos e cianatos alcalinos. O resfriamento subsequente é realizado em óleo, óleos à base de parafina, água ou salmoura.

Prefere-se o cianeto de sódio como constituinte principal do banho de sal, no lugar do cianeto de potássio, pelo custo menor e pela maior eficiência.

As reações que ocorrem no processo são as seguintes:



ou seja o cianeto de sódio fundido decompõe-se, na presença do ar na superfície do banho, de modo a produzir cianato de sódio, o qual, por sua vez, se decompõe, seguindo-se, assim, as seguintes reações⁽⁵⁸⁾:



Vê-se, pois, que os agentes principais da reação de cianetação são o nitrogênio e o óxido de carbono.

As misturas possíveis do banho de cianetação estão indicadas na Tabela 22⁽⁵⁸⁾:

TABELA Nº 22
Misturas empregadas nos banhos de cianetação

	1	2	3	4
Cianeto de sódio	97	75	45,3	30,0
Carbonato de sódio	2,3	3,5	37,0	40,0
Cloreto de sódio	traços	21,5	17,7	30,0
Ponto de fusão, °C	560	590	570	625

A mistura (4) é geralmente a preferida. Tanto essa mistura, como as outras indicadas na tabela podem ser empregadas como adição no banho, de modo a manter a desejada concentração de cianeto.

As temperaturas mais elevadas no processo são empregadas quando se visa uma penetração mais rápida do nitrogênio e do carbono ou, quando, dependendo do teor de liga do aço, se deseja obter um núcleo mais duro, após a têmpera.

As temperaturas mais baixas são preferidas toda vez que é necessário diminuir a probabilidade de empenamento durante o resfriamento da têmpera.

As camadas cienatadas apresentam espessuras variáveis de 0,10 mm a 0,30

mm. Normalmente, o tempo de operação varia de meia a 1 hora. Com tempos mais longos, 3 horas por exemplo, obtém-se camadas de 0,30 mm a 0,50 mm, dependendo do tipo de aço, ou até mesmo maiores espessuras, em aços-liga de baixo teor.

Os banhos com 30% de cianeto devem ser protegidos com uma cobertura de grafita em flocos ou em pó (com teor de cinzas inferior a 1 %), de modo a reduzir a fumaça e a perda de calor.

A Tabela 23⁽⁵⁹⁾ mostra, comparativamente, a composição de camadas cianetadas e cementadas.

Nota-se, como era de se esperar, que a camada superficial apresenta mais nitrogênio ao contrário do que ocorre na cementação líquida.

TABELA Nº 23

Composição de camadas cianetadas e cementadas

Profundidade em mm	Cianetação a 850°C Aço SAE 1020 – 30% NaCN		Cementação líquida a 925°C Aço SAE 3312 – 8% NaCN	
	% C	% N	% C	% N
0,1	0,60	0,56	0,73	0,12
0,2	0,51	0,19	0,73	0,03
0,3	0,32	0,05	0,65	0,02
0,4	0,26	0,02	0,55	0,01
0,5	0,19	0,01	0,48	0,01
0,6	—	—	0,35	0,01
0,7	—	—	0,25	—

5. *Carbonitreção* – Consiste esse tratamento numa forma modificada de cementação a gás, porque se introduz amônia na atmosfera gasosa carburizante, de modo a adicionar nitrogênio na camada cementada, à medida que essa vai se formando.

A dissociação da amônia no forno produz nitrogênio nascente na superfície do aço, ocorrendo difusão simultânea do nitrogênio e do carbono. Normalmente, a carbonitreção é levada a efeito a uma temperatura inferior e em tempos mais curtos que a cementação a gás, resultando uma camada mais fina que na cementação⁽⁶⁰⁾.

Seu efeito é semelhante ao da cianetação líquida, preferindo-se freqüentemente a carbonitreção à cianetação líquida, porque nessa é freqüentemente difícil dispor-se convenientemente dos resíduos dos sais contendo cianetos.

A espessura das camadas carbonitreçadas, duras e resistentes ao desgaste, varia de 0,075 mm a 0,75 mm⁽⁶⁰⁾. A camada carbonitreçada tem endurecibilidade melhor que a cementada devido à presença do nitrogênio, o qual aumenta a capacidade do endurecimento do aço.

O nitrogênio é igualmente um estabilizador da austenita, de modo que resulta uma certa quantidade de austenita retida após a têmpera, sobretudo em aços ligados.

Aços comumente carbonitrados incluem os seguintes tipos: 1000, 1100, 1200, 1300, 1500, 4000, 4100, 4600, 5100, 6100, 8600 e 8700 com teores de carbono até cerca de 0,25%.

Muitos aços dessas séries com teor de carbono entre 0,35% a 0,50% podem ser carbonitrados a uma profundidade até cerca de 0,30 mm, combinando-se um núcleo razoavelmente tenaz e uma camada dura e tenaz. Algumas peças de mais carbono submetidas a carbonitreção são eixos e engrenagens de transmissão.

A temperatura de carbonitreção situa-se na faixa de 705 °C a 900 °C⁽⁶⁰⁾.

A temperatura depende da composição do aço, do controle dimensional, das propriedades desejadas de fadiga, da resistência ao desgaste, da dureza, dos constituintes microestruturais, do custo e do equipamento disponível.

Embora temperaturas mais elevadas permitam o emprego de maiores porcentagens de amônia, o teor de amônia deve ser diminuído à medida que aumenta o teor de elementos de liga no aço, para minimizar a retenção da austenita.

Por outro lado, o emprego das temperaturas mais baixas apresenta riscos de explosão e resulta em camadas superficiais frágeis, de alto teor de nitrogênio e baixa dureza do núcleo, o que não é conveniente para a maioria das aplicações.

Por isso, procura-se realizar o tratamento a temperaturas de 790 °C ou mais.

Qualquer forno conveniente para cementação a gás pode ser adaptado para a carbonitreção, pois basta introduzir-se amônia em proporções adequadas para ter-se a difusão simultânea de nitrogênio e carbono. Se as cargas forem densas, sugere-se o emprego de um ventilador para circulação da atmosfera.

A retenção da austenita pode ser evitada por tratamento subzero (-40 °C a -100 °C), antes de revenido. Esse tratamento é caro e pode causar microfissuras na camada superficial, de modo que deve ser evitado.

A redução da austenita retida pode ser feita mediante:

- o aumento da temperatura do forno, o que reduz o teor de nitrogênio das partes mais externas da camada superficial. É preferível, contudo, reduzir o fluxo de amônia e
- procurar um potencial de carbono e uma concentração superficial de carbono de 0,70% a 0,85%.

A temperatura de revenido depende do tipo de aplicação. Por exemplo, a maioria das engrenagens carbonitradas é revenida entre 190 °C e 205 °C. Peças de baixo-carbono são revenidas entre 135 °C e 175 °C.

Maiores temperaturas de revenido são usadas quando se deseja maior resistência ao choque em peças sujeitas a esse de tensões. Nesse caso, as temperaturas de revenido podem se situar em torno de 425 °C ou mais.

Finalmente, há casos em que não se pratica o revenido.

Aplicações típicas bem sucedidas de carbonitretação incluem blocos de mancais, buchas, eixos, engrenagens, porcas, mandris, garfos de transmissão, engrenagens helicoidais e muitos outros de peças.

Os gradientes de carbono e nitrogênio e de dureza em aços 1018 e 8620 são aproximadamente os indicados na Tabela 24 (experiências realizadas), resfriados em óleo a 54 °C⁽⁶¹⁾:

TABELA 24

Gradientes de carbono, nitrogênio e dureza em aços 1018 e 8620

Distância abaixo da superfície mm	carbono		nitrogênio		dureza RC	
	1018	8620	1018	8620	1018	8620
0,127	0,72	0,80	0,45	0,55	62	62
0,250	0,60	0,62	0,22	0,30	60	64
0,38	0,43	0,47	0,10	0,12	53	63
0,508	0,30	0,35	0,05	0,07	...	58

A Figura 108⁽⁶¹⁾ mostra os efeitos da concentração de amônia e do ponto de orvalho nos gradientes de C e N num aço carbonitretado a 845 °C durante 4 horas. O gás continha igualmente 5% de metana; o resto era gás endotérmico e amônia (nas proporções da figura).

Muitos tipos de aços-carbonos, de médio e baixo-carbono (0,10% a 0,40%) e aços-liga de baixo teor em elementos de liga podem ser submetidos à carbonitretação. Contudo, as aplicações do processo são mais restritas que no caso da cementação, principalmente devido a espessura da camada endurecida.

Uma aplicação importante da carbonitretação consiste no endurecimento superficial de ferro sinterizado (de elevada densidade, mais ou menos 7,2 g/cm³).

6. Nitrocarbonetação ferrítica – Esse tratamento distingue-se da carbonitretação pelo fato da introdução simultânea de nitrogênio e carbono, na superfície do aço, ser levada a efeito totalmente no campo ferrítico; ou seja, a temperatura de tratamento está abaixo de 675 °C. O tempo de tratamento é, em média, de 3 horas.

O tratamento melhora os característicos de resistência ao roçamento, por criar, na superfície, uma camada composta de boa resistência ao desgaste e à fricção⁽⁶²⁾.

As características de resistência à fadiga são igualmente melhoradas, principalmente quando o nitrogênio fica retido em solução sólida na zona de difusão, abaixo da camada composta. Essa retenção é conseguida normalmente pelo resfriamento em água ou óleo, a partir da temperatura de tratamento.

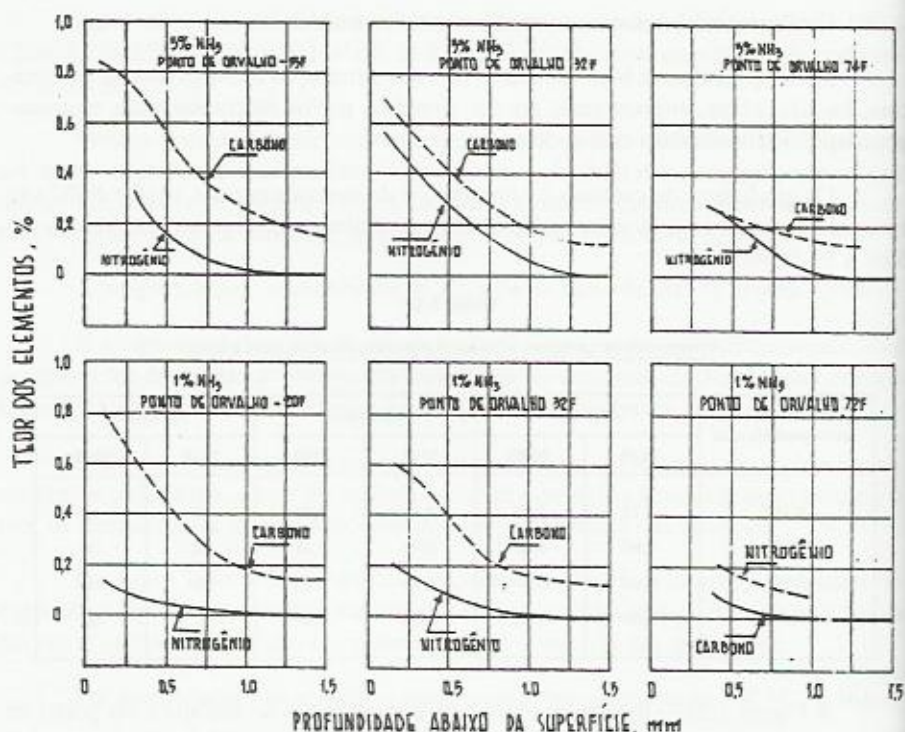


Fig. 108 - Efeito da concentração de amônia e do ponto de orvalho sobre os gradientes de carbono e nitrogênio em aço SAE 1020 carbonitretado a 845°C, durante quatro horas

A resistência à corrosão também é melhorada.

A nitrocarbonetração ferrítica aplica-se em peças de aço-carbono, aço-liga, aço inoxidável e ferro fundido. As melhores propriedades são obtidas com os aços-carbonos e aços de baixo teor em liga.

O processo é levado a efeito geralmente em atmosfera gasosa, a qual consiste de amônia diluída com um gás transportador, por exemplo, quantidades iguais de amônia e gás endotérmico ou 35% de amônia e 65% de gás exotérmico⁽⁶²⁾.

Um processo patenteado* prevê, após as peças terem sido submetidas à nitrocarbonetração entre as temperaturas de 550 °C e 750 °C, a sua transferência numa atmosfera oxidante, onde são momentaneamente mantidas antes da têmpera. Obtém-se uma camada composta de nitreto de ferro, sob a qual se localiza uma zona rica em nitrogênio. A primeira camada, juntamente com a aplicação de um impermeabilizante orgânico, confere propriedades especiais de resistência à corrosão, enquanto a zona de difusão do nitrogênio confere propriedades de resistência mecânica e de fadiga.

*Nitrotec, marca registrada da Lucas Industries

7. *Boretação* – Nesse processo, o elemento endurecedor é o boro que, por difusão, forma um boreto de ferro com dureza Vickers de 1 700 kfg/mm² a 2 000 kfg/mm² e que proporciona às peças excelente resistência ao desgaste.

O meio que produz o boro é um sólido granulado constituído de carboneto de boro B₄C e de um ativador – fluoreto duplo de boro e potássio. Esse último tem a função de acelerar a formação de camada dura superficial e garantir sua uniformidade.

As ligas ferrosas, em geral, podem ser tratadas pelo processo, o qual é realizado "em caixa", a uma temperatura que varia de 800 °C a 1 050 °C. A temperatura mais comum é de 900 °C.

Admite-se que, para um aço 1045, a 900 °C, em 4 horas, a camada boretada apresenta uma espessura pouco superior a 100 microns, elevando-se para 150 microns em 8 horas e atingindo praticamente 2 090 microns em 12 horas.

O composto que se forma na superfície do aço é boreto de ferro de fórmula Fe₂B.

Recomenda-se que, após a boretação, as peças devam ser temperadas e revenidas.

8. *Conclusões parciais* – Este capítulo demonstrou a importância dos tratamentos termoquímicos, devido sua variedade e seus objetivos, principalmente no que se refere a um endurecimento superficial, sem que o núcleo do material se modifique, o que significa que as transformações estruturais dos aços submetidos a esses tratamentos ocorrem apenas numa determinada espessura superficial, mantendo, em consequência, a estrutura natural abaixo das superfícies das peças a serem tratadas. Em muitas aplicações, esses tratamentos são os mais importantes. Convém ainda ressaltar que esse tipo de tratamento tende a se desenvolver cada vez mais.

IX

TRATAMENTO A FRIO E TRATAMENTO CRIOGÊNICO DO AÇO

1. *Introdução* – O tratamento a frio e o tratamento criogênico dos aços ainda não estão completamente confirmados como tratamentos positivos e importantes, visando certos objetivos, tais como alívio de tensões de peças fundidas e usinadas e melhora de outras propriedades. Contudo, em diversos casos, os resultados obtidos foram positivos, o que significa que essas técnicas possam ser aplicadas como alternativas de tratamentos térmicos.

2. *Tratamento térmico a frio*⁽⁶³⁾ – A técnica consiste em expor o material a temperaturas abaixo de zero – por exemplo -84°C – que é considerada a mais comum na prática desse tratamento.

Os resultados obtidos são os seguintes: aumento da resistência mecânica, maior estabilidade dimensional ou microestrutural, melhor resistência ao desgaste e alívio de tensões residuais. Geralmente, o tempo necessário, ao expor essas peças a temperaturas subzero, é de 1 hora para cada polegada (2,54 cm) da seção transversal.

Aparentemente, o tratamento, a frio, do aço promove uma máxima transformação da austenita em martensita. Deve-se, contudo, evitar a possibilidade de aparecerem fissuras nas peças. Assim, é essencial que os tipos de aços a serem usados e sua forma não sejam prejudicados pelo aparecimento de fissuras.

O tratamento a frio é igualmente positivo sob o ponto de vista de melhora de várias propriedades, tais como a resistência ao desgaste de aços para ferramentas e de aços inoxidáveis martensíticos de elevado teor de carbono.

Em resumo, alguns dos principais característicos desse tratamento são os seguintes⁽⁶³⁾:

- transformação de todas as camadas do aço ficam completas quando o material atinge a temperatura de -84°C ;
- o aumento do volume de martensita externa é, de certo modo, neutralizado pela contração inicial devido ao resfriamento;
- o tempo de reaquecimento é mais facilmente controlado do que o tempo de resfriamento;

- a dilatação do núcleo interno, devido à transformação, é, de certo modo, equilibrada pela dilatação da camada externa;

- a superfície não é afetada por baixas temperaturas;

- peças de aço que possuem elementos de liga e que apresentam várias dimensões e pesos podem ser coquilhadas simultaneamente e

- enquanto o material está sendo coquilhado, a -84°C , a transformação ficará completa; coquilhamento adicional não causará reversão.

O equipamento para o "tratamento a frio", de modo a transformar a austenita em martensita, pode ser um simples refrigerador. Pode-se utilizar, por exemplo, gelo seco colocado em cima das peças, num recipiente fechado. A temperatura superficial do gelo seco é -78°C e a temperatura da câmara é em torno de -60°C ⁽⁶³⁾.

3. *Tratamento criogênico*⁽⁶³⁾ - Esse tipo de tratamento térmico, aparentemente, não está totalmente aprovado. Contudo, ele tem sido usado em alguns casos. Um tratamento criogênico típico é o seguinte:

- resfriamento lento - $2,5^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ - da temperatura ambiente até a temperatura de nitrogênio líquido.

Quando o material atingir aproximadamente a temperatura de -315°F , - ele é encharcado durante cerca de 24 horas. A seguir o material é removido do nitrogênio líquido e é deixado aquecer-se no ar ambiente, até a temperatura ambiente.

Várias teorias foram criadas no sentido de explicar os efeitos do tratamento térmico criogênico. Uma delas envolve a transformação da austenita retida em martensita. Outra teoria é baseada no reforço do material, através da precipitação de carbonetos submicroscópicos.

Na realidade, na falta de um entendimento claro do mecanismo dessa operação, esse tipo de tratamento não é aceito por vários metalurgistas, embora se tenha verificado, em alguns casos, o êxito dessa operação. Por exemplo, a resistência ao desgaste à abrasão foi positiva em diversos tipos de aços para ferramentas.

4. *Conclusões parciais* - Pode-se afirmar que os tratamentos térmicos relatados neste capítulo significam novos métodos de tratamento que podem ser aplicados com resultados positivos. Contudo, é necessário que o estudo desses métodos seja ampliado para ter-se em definitivo, uma resposta positiva sobre o seu êxito.

X

PRÁTICA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

1. *Introdução* – A técnica de tratamento térmico, sobretudo na produção em série, vem apresentando nos últimos anos, uma grande evolução, em função de dois fatores principais: redução dos custos e economia de energia.

Essa evolução vem se verificando não somente nos processos de operação propriamente ditos, como igualmente e, talvez principalmente, nos métodos de controle.

As medidas que vêm sendo adotadas nesse sentido podem ser assim resumidas^(64, 65, 66 e 67):

- utilização crescente de microprocessadores para controle das várias fases de operação;
- utilização crescente da técnica de leito fluidizado em operações de tratamento termoquímico, têmpera comum etc.;
- emprego de líquidos de resfriamento, à base de polímeros, em substituição ao óleo;
- emprego de recuperadores de calor;
- utilização de isolantes à base de fibra cerâmica, sobretudo em fornos intermitentes, visando redução do consumo de energia;
- crescente interesse no emprego de atmosferas protetoras baseadas em nitrogênio (nitrogênio-metanol e nitrogênio-gás natural);
- aplicação crescente da técnica de têmpera superficial (indução, raios *laser* ou feixe eletrônico) e
- elevação, dentro dos limites de segurança, das temperaturas de tratamento, para redução do tempo à temperatura.

Nas pequenas indústrias ou oficinas, contudo, que dispõem de equipamentos mais simples para eventuais tratamentos térmicos ou para produção em menor escala industrial, não se justificando, pois a necessidade de grandes investimentos em equipamentos mais sofisticados, o elemento humano representa ainda um papel importante e a sua experiência constitui um fator primordial para a execução correta das operações de tratamento térmico.

- a dilatação do núcleo interno, devido à transformação, é, de certo modo, equilibrada pela dilatação da camada externa;
- a superfície não é afetada por baixas temperaturas;
- peças de aço que possuem elementos de liga e que apresentam várias dimensões e pesos podem ser coquilhadas simultaneamente e
- enquanto o material está sendo coquilhado, a -84°C , a transformação ficará completa; coquilhamento adicional não causará reversão.

O equipamento para o "tratamento a frio", de modo a transformar a austenita em martensita, pode ser um simples refrigerador. Pode-se utilizar, por exemplo, gelo seco colocado em cima das peças, num recipiente fechado. A temperatura superficial do gelo seco é -78°C e a temperatura da câmara é em torno de -60°C ⁽⁶³⁾.

3. *Tratamento criogênico*⁽⁶³⁾ – Esse tipo de tratamento térmico, aparentemente, não está totalmente aprovado. Contudo, ele tem sido usado em alguns casos. Um tratamento criogênico típico é o seguinte:

- resfriamento lento – $2,5^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ – da temperatura ambiente até a temperatura de nitrogênio líquido.

Quando o material atingir aproximadamente a temperatura de -315°F , – ele é encharcado durante cerca de 24 horas. A seguir o material é removido do nitrogênio líquido e é deixado aquecer-se no ar ambiente, até a temperatura ambiente.

Várias teorias foram criadas no sentido de explicar os efeitos do tratamento térmico criogênico. Uma delas envolve a transformação da austenita retida em martensita. Outra teoria é baseada no reforço do material, através da precipitação de carbonetos submicroscópicos.

Na realidade, na falta de um entendimento claro do mecanismo dessa operação, esse tipo de tratamento não é aceito por vários metalurgistas, embora se tenha verificado, em alguns casos, o êxito dessa operação. Por exemplo, a resistência ao desgaste à abrasão foi positiva em diversos tipos de aços para ferramentas.

4. *Conclusões parciais* – Pode-se afirmar que os tratamentos térmicos relatados neste capítulo significam novos métodos de tratamento que podem ser aplicados com resultados positivos. Contudo, é necessário que o estudo desses métodos seja ampliado para ter-se em definitivo, uma resposta positiva sobre o seu êxito.

X

PRÁTICA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

1. *Introdução* – A técnica de tratamento térmico, sobretudo na produção em série, vem apresentando nos últimos anos, uma grande evolução, em função de dois fatores principais: redução dos custos e economia de energia.

Essa evolução vem se verificando não somente nos processos de operação propriamente ditos, como igualmente e, talvez principalmente, nos métodos de controle.

As medidas que vêm sendo adotadas nesse sentido podem ser assim resumidas (64, 65, 66 e 67):

- utilização crescente de microprocessadores para controle das várias fases de operação;
- utilização crescente da técnica de leito fluidizado em operações de tratamento termoquímico, têmpera comum etc.;
- emprego de líquidos de resfriamento, à base de polímeros, em substituição ao óleo;
- emprego de recuperadores de calor;
- utilização de isolantes à base de fibra cerâmica, sobretudo em fornos intermitentes, visando redução do consumo de energia;
- crescente interesse no emprego de atmosferas protetoras baseadas em nitrogênio (nitrogênio-metanol e nitrogênio-gás natural);
- aplicação crescente da técnica de têmpera superficial (indução, raios *laser* ou feixe eletrônico) e
- elevação, dentro dos limites de segurança, das temperaturas de tratamento, para redução do tempo à temperatura.

Nas pequenas indústrias ou oficinas, contudo, que dispõem de equipamentos mais simples para eventuais tratamentos térmicos ou para produção em menor escala industrial, não se justificando, pois a necessidade de grandes investimentos em equipamentos mais sofisticados, o elemento humano representa ainda um papel importante e a sua experiência constitui um fator primordial para a execução correta das operações de tratamento térmico.

É comum, por exemplo, um operador experiente avaliar a faixa de temperatura do aço, durante o seu aquecimento, apenas pela coloração que adquire à medida que a temperatura se eleva.

Para essa avaliação, a escala geralmente adotada é a seguinte:

Temperatura, em °C	Coloração
520 – 580	marrom-escuro
580 – 650	marrom-avermelhado
650 – 750	roxo-escuro
750 – 780	roxo cereja-escuro
780 – 800	roxo-cereja
800 – 830	roxo cereja-claro
830 – 880	roxo-claro
880 – 1 050	roxo-amarelado
1 050 – 1 150	amarelo-escuro
1 150 – 1 250	amarelo-claro
1 250 – 1 350	branco

É claro que há muita imprecisão nessa avaliação, a qual ainda depende da claridade do ambiente, das condições do tempo e de outros fatores.

Do mesmo modo, pois, que a avaliação do teor de carbono do aço pelo teste de faísca é relativamente precário, a avaliação da temperatura do aço pela sua coloração somente pode servir como um alerta para a eventualidade dos instrumentos de controle de temperatura estarem em más condições.

A ausência de atmosferas controladas pode levar à utilização de meios mais simples para proteger o aço, sobretudo de alto-carbono, contra a oxidação e a descarbonetação.

Entre esses meios pode-se citar os seguintes⁽⁶⁸⁾:

- empacotar as peças com carvão vegetal seco a triturado; para temperaturas superiores a 800 °C, prefere-se coque queimado e triturado;

- outro meio consiste no emprego de limalha de ferro fundido seca e isenta de casca de óxido e

- em fornos intermitentes que possam ser fechados hermeticamente, ao colocar as peças no seu interior para aquecimento, pode-se lançar simultaneamente substâncias redutoras tais como carvão vegetal granulado.

Outro meio de proteção consiste na aplicação de camadas protetoras nas peças, as quais não devem liquefazer-se às temperaturas de tratamento, nem evaporar-se de modo a produzir bolhas.

Entre os produtos empregados para esse fim podem ser mencionados os seguintes:

- solução saturada de cloreto de bário em água, para peças pequenas de aço para trabalho a quente ou de aço rápido;
- pasta espessa de talco, para peças pequenas de aços temperáveis ao ar ou em óleo, com tempo de aquecimento não superior a 10 minutos e
- ácido bórico calcinado e pulverizado espalhado sobre as peças, para todos os aços cuja temperatura de têmpera seja inferior a 900 °C.

A prevenção à oxidação é, ainda, possível nos fornos aquecidos a óleo, mediante um controle adequado da chama e do ciclo de aquecimento.

Mesmo nas instalações de tratamentos térmicos mais modernas, as operadores devem dispor de uma série de ferramentas e outros dispositivos manuais que facilitem a colocação e a retirada das peças dos fornos. Trata-se de tenazes, ganchos, cestas etc, as quais devem ser construídas de modo a:

- produzir o contato apenas suficiente para manuseio das peças;
- permitir eficiente movimentação das peças no interior dos fornos, nos banhos de sal ou nos meios de resfriamento e
- permitir um suporte adequado das peças nos fornos de banho de sal e assim por diante.

2. *Aquecimento* – O aquecimento das peças a serem tratadas exige cuidadoso controle da velocidade de aquecimento, para evitar choque térmico e para permitir, quando for o caso, total austenitização, evitando-se ao mesmo tempo e, sempre que possível, excessivo crescimento de grão.

Na fase do aquecimento, o operador é uma peça importante, pois suas qualidades essenciais devem ser a controle da velocidade de aquecimento, a distribuição da temperatura na carga e, em seguida, o tempo e permanência à temperatura.

O desconhecimento da distribuição da temperatura, na carga, pode ocasionar problemas nas operações de tratamento térmico.

Quando se trata de cargas pequenas e fornos menores, o problema não chega a ser crítico. Mas, em cargas superiores a 200 t, que exigem grandes fornos de aquecimento, é mais difícil obter-se condições de temperatura uniforme através de toda a carga.

A Figura 109⁽⁶⁹⁾ elucida melhor a matéria: a figura representa o comportamento da temperatura numa grande carga de aço de baixo-carbono bobinada para chapas. Os pares termoeletrônicos indicam a temperatura do espaço acima, em baixo ou do lado da carga. Essa temperatura pode ser 25 °C ou mais superior à temperatura do

aço, como a figura mostra; essa diferença é tanto mais notável, quando o forno for do tipo caixa ou quando barras ou tiras de aço são amontoadas densamente no interior do forno, num ambiente de atmosfera tranqüila. Nessas condições recomenda-se a utilização de vários pares termoeletricos no meio das barras, forjados ou bobinas, de modo a poder-se controlar melhor a distribuição da temperatura através de toda a carga, durante os ciclos de aquecimento e resfriamento do aço.

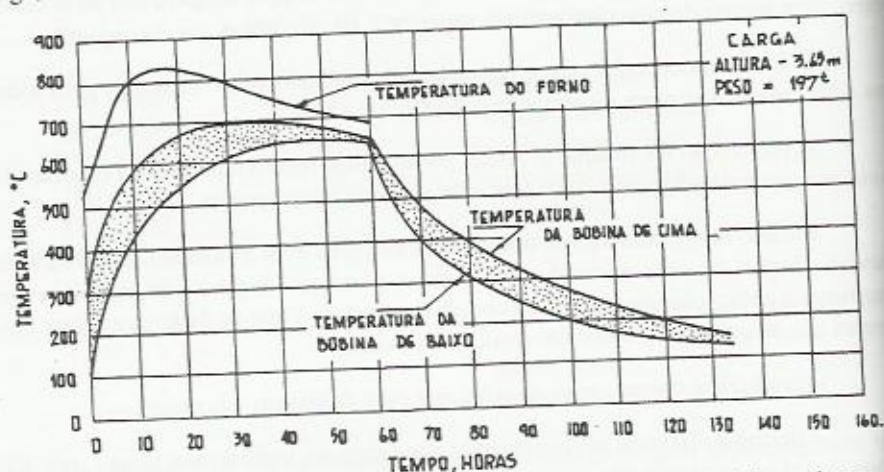


Fig. 109- Comportamento da temperatura numa grande carga de aço de baixo carbono bobinado para chapas

O tempo de aquecimento depende muito do tipo de aço e da forma e dimensões das peças. Aços-liga, sobretudo os altamente ligados, exigem tempos mais longos que os aços comuns.

Em princípio, admite-se que seja necessário pelo menos 1 minuto por milímetro de espessura para obter-se uniformização de temperatura em peças de secção uniforme. Esse tempo deve ser ampliado em função da forma da peça e quando o aço for ligado.

No caso de aços para ferramentas tipo rápidos, devido às altas temperaturas de austenitização envolvidas, recomenda-se a técnica de preaquecimento, simples ou duplos, como se verá mais adiante.

Do mesmo modo, no revenido é, às vezes, conveniente o emprego de revenidos múltiplos, dependendo do tipo de aço.

2.1 Fornos de aquecimento – Não serão discutidos, em pormenores, os fornos empregados nas operações de tratamento térmico. Contudo, serão apresentados alguns dados de caráter mais geral. É muito grande a variedade de fornos empregados nessas operações.

Em princípio, eles podem ser classificados em dois grandes grupos:

- intermitentes, em que a carga é periódica e
- contínuos, em que a carga é continua.

Esses últimos são os mais comuns nas grandes instalações industriais, muitos deles sendo ainda dotados de controle automático programado.

As temperaturas de operação dos fornos de tratamento térmico variam muito, desde 400 °C ou menos até temperaturas acima de 1 200 °C; as mais comuns situam-se na faixa de 400 °C a 950 °C – 1 000 °C.

As principais fontes de calor são óleo, gás e eletricidade, notando-se uma tendência crescente à adoção de fornos elétricos, por motivos de economia de gás natural e derivados do petróleo e porque se trata de uma fonte não poluente e que permite um controle mais rigoroso das temperaturas. Os elementos de aquecimento tipo resistência ou são embebidos no revestimento refratário do forno ou são suspensos por ganchos de material resistente ao calor e irradiam calor à carga. O aquecimento elétrico pode também ser feito por indução ou por um sistema especial de eletrodos (banhos de sal).

Nos fornos a gás, o aquecimento pode ser direto, ou seja os produtos de combustão circulam em torno da carga a ser aquecida, ou indireto, em que os produtos de combustão não entram na câmara de aquecimento, a qual consiste numa mufla no interior da qual as peças são colocadas.

Tubos radiantes constituem outro sistema de aquecimento. Nesse caso, os fornos são geralmente do tipo "soleira fixa" e o forno propriamente dito, tipo "cobertura" com tubos radiantes distribuídos no seu interior, se eleva para carregamento da "soleira" e é abaixado para realização da operação.

Os principais tipos de fornos intermitentes são:

- fornos de caixa, com ou sem mufla;
- fornos de fundo móvel;
- fornos tipo "sino";
- fornos-poços e
- fornos de banho de sal ou banho de chumbo.

Os fornos contínuos compreendem os seguintes tipos:

- fornos com correia transportadora;
- fornos munidos de empurradores;
- fornos com vigas movediças;
- fornos de soleira móvel sobre roletes;
- fornos de soleira giratória e
- fornos-túnel.

As figuras que se seguem correspondem a desenhos esquemáticos de alguns tipos de fornos intermitentes e têm caráter apenas ilustrativo.

A Figura 110 representa um forno-caixa com mufla aquecido eletricamente, com as resistências envolvendo a mufla:

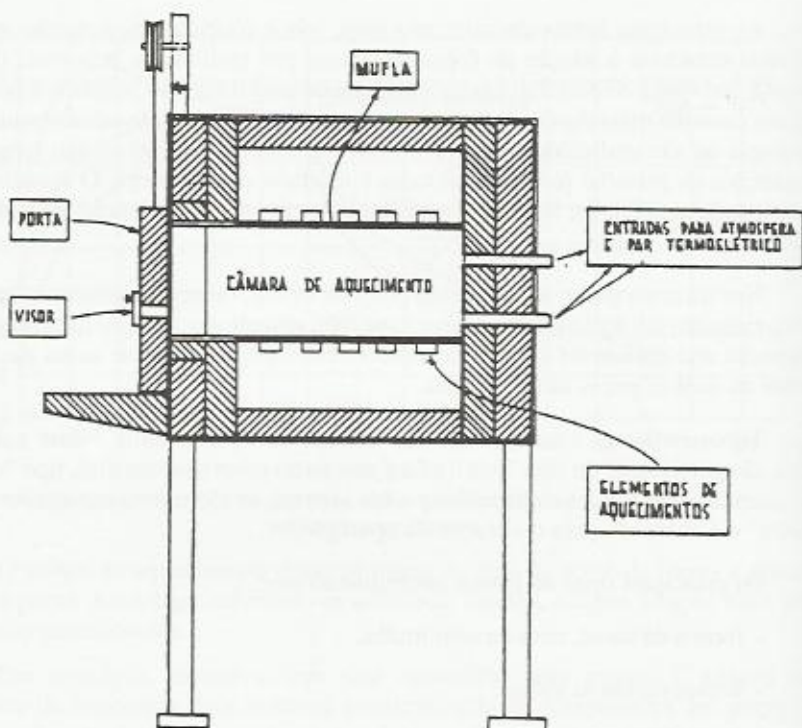


Fig. 110 - Representação esquemática de forno intermitente com mufla, aquecido eletricamente

A Figura 111 representa um forno-poço aquecido eletricamente, com tampa isolante munida de dispositivo manual de abertura.

A Figura 112 representa um forno de banho de sal com aquecimento externo, ou seja o forno é dotado de um pote que recebe o sal e as peças, feito de aço-carbono ou de liga Fe-Ni-Cr com forma retangular ou redonda.

Nesse forno, o calor é aplicado por queimadores, a gás ou óleo, em número de dois ou mais. Esses queimadores são auto-esfriáveis e aquecem tangencialmente entre a parede do pote e a superfície mais externa do revestimento refratário do forno.

As peças são introduzidas no pote suspensas em ganchos ou no interior de cestas especiais de liga metálica.

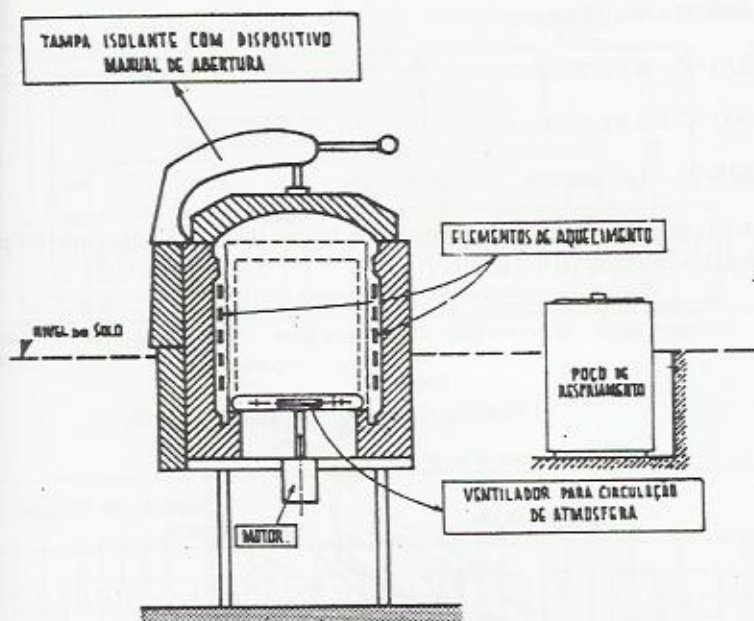


Fig. 111 - Representação esquemática de forno tipo "poço", aquecido eletricamente

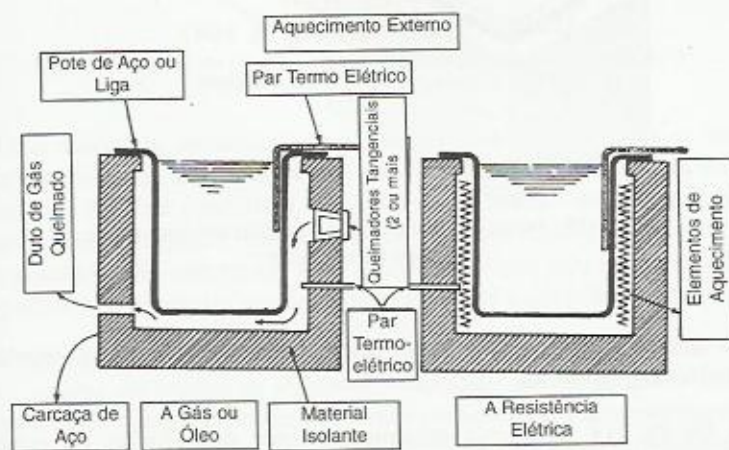


Fig. 112 - Fornos de banho de sal

Os gases quentes são dirigidos ao exterior através de uma chaminé.

A parte direita da figura representa o mesmo forno de banho a sal aquecido por resistências elétricas, localizadas em volta do pote.

A vida desses potes depende das temperaturas de operação e sua estimativa é a seguinte:

840 °C – 9 a 12 meses;

870 °C – 6 a 8 meses;

900 °C – 3 a 6 meses e

925 °C – 1 a 3 meses.

A Figura 113 representa um forno de banho de sal de aquecimento interno, com eletrodos imersos:

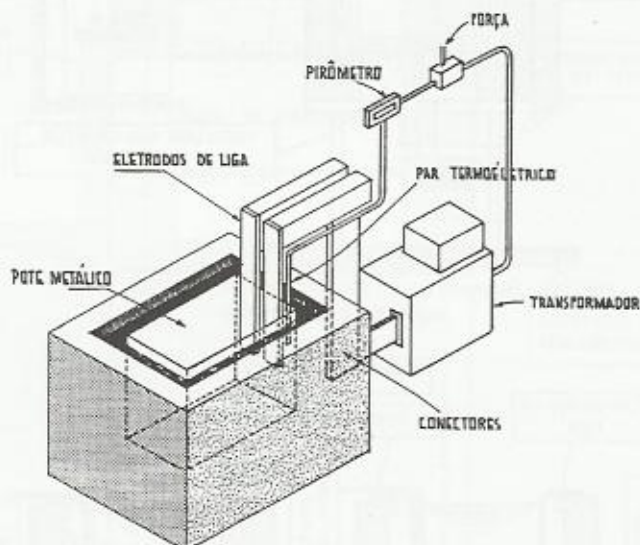


Fig. 113 - Forno de banho de sal aquecido eletricamente por meio de eletrodos

Os eletrodos são alimentados por corrente alternada que passa através do sal, gerando calor no próprio sal.

A Figura 114 representa esquematicamente duas linhas de produção – automática e semi-automática – para cementação-líquida, com indicação de todas as operações, ou seja, cementação, reaquecimento, revenido e lavagem.

Os fornos de tratamento térmico devem ser submetidos periodicamente a serviços de manutenção. Os períodos variam de acordo com os dispositivos a serem inspecionados, desde inspeção diária para, por exemplo, os instrumentos de temperatura, dispositivos de segurança etc., até semanal, mensal ou semi-anual para calibragem dos pares termoeletricos, lubrificação, inspeção e limpeza dos contatos elétricos, chaves de motores, concerto de refratário etc.

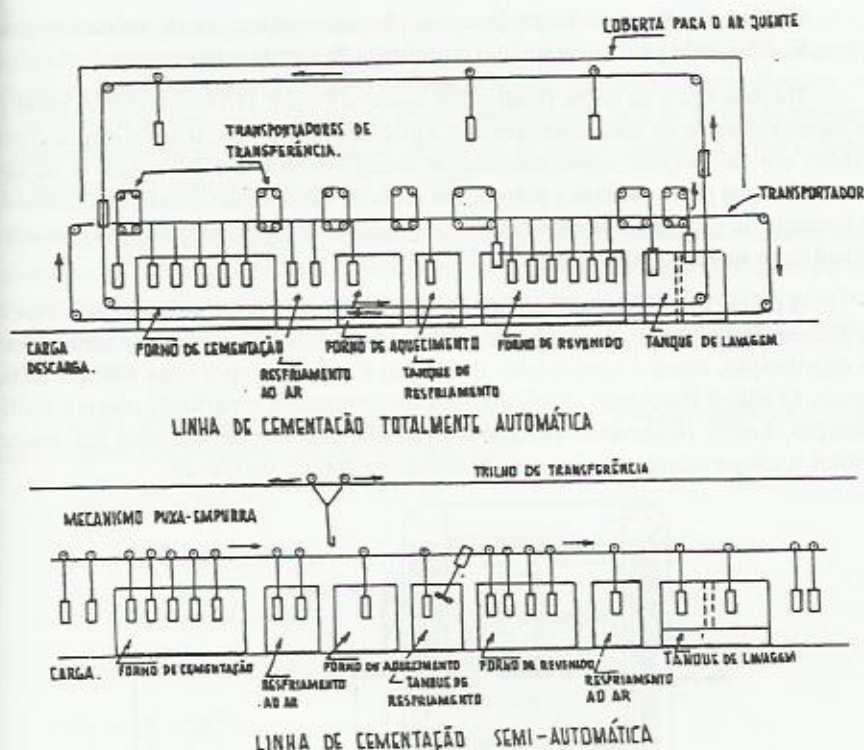


Fig. 114 - Linhas de produção para cementação líquida inteiramente automática e semi-automática

Uma concepção moderna de fornos de aquecimento é a do "leito fluidizado". Esses fornos consistem num leito de partículas inertes móveis, geralmente de óxido de alumínio. Pela ação da combustão de uma mistura ar/gás fluindo para cima, essas partículas ficam em suspensão e se comportam como um líquido. Desse modo as peças a serem aquecidas são imersas no leito fluidizado, o qual atua como uma atmosfera neutra, podendo o sistema ser empregado em lugar dos banhos de sais neutros.

Entre as vantagens que podem ser mencionadas no emprego do "leito fluidizado", podem ser citadas as seguintes: velocidade de transferência do calor 10 vezes maiores do que a que ocorre nos fornos convencionais de aquecimento direto; excelente capacidade de aquecimento e uniformidade de comportamento numa ampla faixa de temperaturas. Tem-se assim um banho de temperatura constante, essencial para as melhores condições de aquecimento.

Outras vantagens dizem respeito a não haver perda de partículas no processo sendo, em consequência, evitada a necessidade de reabastecimento, ao contrário do que acontece com os sais nos fornos a banho de sal.

Por outro lado, as partículas de leito fluidizado não aderem às peças, de modo que não há necessidade de sua limpeza.

O leito fluidizado é mantido numa câmara metálica ou de refratário e sua operação é iniciada pelo aquecimento da mistura de combustão no topo.

Há dois tipos de leitos fluidizados, como a Figura 115 mostra⁽⁶⁹⁾. A parte (a) da figura refere-se ao leito internamente aquecido. Nesse tipo, o gás e o ar são misturados em proporções aproximadamente estequiométricas e a mistura é passada através de uma placa cerâmica porosa, em cima da qual as partículas são fluidizadas na corrente de gás. Esses tipos de leito fluidizado são empregados para temperaturas elevadas, as quais variam de 760 °C a 1 215 °C.

A parte (b) da Figura 115 corresponde ao sistema de leito fluidizado aquecido externamente; nesse caso, um queimador com excesso de ar aquece uma câmara de distribuição, sobre a qual o leito fluidizado é suportado por uma placa metálica porosa. O leito é fluidizado pelos produtos de combustão, a partir da câmara de distribuição. Leitos fluidizados aquecidos externamente são empregados em aquecimentos a temperaturas mais baixas, da ordem de 760 °C ou menos:

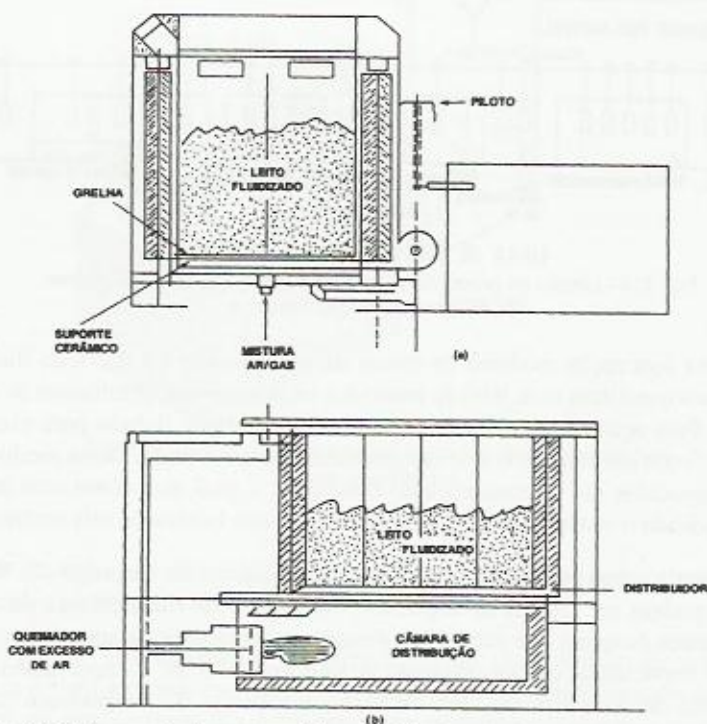


Fig. 115 - Representação esquemática de dois tipos de fornos de leito fluidizado

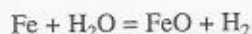
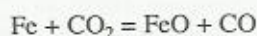
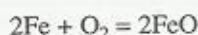
Os fornos com leito fluidizado podem ser adaptados a praticamente todas as operações de tratamento térmico, como têmpera (inclusive de aços rápidos), normalização, recozimento, alívio de tensões, revenido etc.

2.2 Atmosferas controladas – O objetivo de controlar as atmosferas dos fornos do tratamento térmico é manter níveis consistentes dos vários constituintes

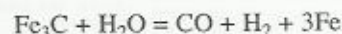
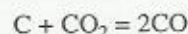
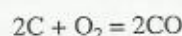
que produzem a atmosfera protetora e mudar, se necessário, esses níveis de modo que os resultados desejados na proteção das peças colocadas no interior dos fornos sejam positivos. Esse controle é necessário em várias operações de tratamento térmico, não só pelos tipos de aços sob tratamento, como também pelo fato de serem empregadas atmosferas diferentes, quer quando se determine o tipo de atmosfera a ser colocada nos fornos, quer quando está dentro do forno.

As ligas ferro-carbono, quando aquecidas a temperaturas elevadas estão sujeitas aos fenômenos de oxidação e descarbonetação, ambas prejudiciais porque, enquanto o primeiro forma uma casca de óxido superficial, o segundo retira carbono da superfície, produzindo pontos mais moles, sobretudo no caso de aços de carbono mais elevado.

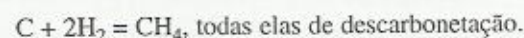
Esses fenômenos são devidos à ação de oxigênio, anidrido carbônico e umidade, segundo as seguintes reações simplificadas:



todas elas de oxidação e

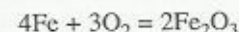


ou eventualmente



As reações de oxidação a altas temperaturas diretamente pelo oxigênio são irreversíveis e não podem ser controladas.

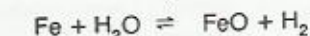
Além de reação $2\text{Fe} + \text{O}_2 = 2\text{FeO}$, outras reações irreversíveis de oxidação são:



ou



Ao contrário, as reações de oxidação com o vapor d'água e anidrido carbônico são reversíveis e podem ser controladas:



Nessas reações, o vapor d'água e o anidrido carbônico são agentes oxidantes e o hidrogênio e o monóxido de carbono são agentes redutores.

Em última análise, conforme a predominância de gases redutores ou oxidantes formados, uns podem anular o efeito dos outros.

É possível mediante um controle efetivo dessas reações, produzir-se ação neutra, redutora ou oxidante.

Para evitar esses fenômenos de oxidação e descarbonetação nos tratamentos térmicos dos aços, são empregadas as chamadas "atmosferas protetoras" ou "atmosferas controladas", produzidas artificialmente, nas quais se procura manter sob controle os elementos que produzem uma, outra ou ambas aquelas reações.

Essas atmosferas são obtidas, na maioria dos casos, por combustão total ou parcial de carvão, óleo a gás. Nessas condições, elas costumam apresentar uma

Tabela 25 - Reações devidas às várias atmosferas utilizadas nos tratamentos térmicos dos aços.

Componentes da Atmosfera	Porcentagem usual nas atmosferas %	Porcentagem desejada p/ evitar descarbonização	Reações	Tipo de reação	Observações
Óxido de carbono CO	até 34	10 a 34	$2\text{CO} + 3\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C} + \text{CO}_2$	levemente carbonetante	O CO é desejável porque compensa a contaminação por traços de CO_2 , H_2O ou O_2
			$\text{CO} + \text{FeO} \rightarrow \text{Fe} + \text{CO}_2$	levemente redutora	
Anidrido carbônico CO_2	até 15	0	$\text{CO}_2 + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3\text{Fe} + 2\text{CO}$	fortemente descarbonetante	Deve-se eliminar totalmente o CO_2 traços de CO_2 podem ser compensados pela presença de CO e metano
			$\text{CO}_2 + \text{Fe} \rightarrow \text{FeO} + \text{CO}$	oxidante	
Hidrogênio H_2	0 a 40	3 a 20	$\text{H}_2 + \text{FeO} \rightarrow \text{Fe} + \text{H}_2\text{O}$	fortemente redutora	Geralmente deve ser mantido baixo ainda que desejável em certas aplicações.
			$2\text{H}_2 + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3\text{Fe} + \text{CH}_4$	descarbonetante	
Vapor d'água H_2O	até 22	abaixo de 0,09	$\text{H}_2\text{O} + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3\text{Fe} + \text{CO} + \text{H}_2$	fortemente descarbonetante	Deve-se eliminar completamente, traços de H_2O podem ser compensados pela presença de CO e metano.
			$\text{H}_2\text{O} + \text{Fe} \rightarrow \text{FeO} + \text{H}_2$	oxidante	
Metano CH_4	0 a 4	traços a 1	$\text{CH}_4 + \text{Fe} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C} + 2\text{H}_2$	fortemente carbonetante	Deseja-se geralmente metano em teores baixos.
			$\text{CH}_4 + 4\text{FeO} \rightarrow 4\text{Fe} + \text{CO}_2 + 2\text{H}_2\text{O}$	redutora	
Nitrogênio N_2	0 a 100	restante	neutra		Seria a atmosfera ideal se pudesse ser mantida completamente isenta de contaminação pelo ar, H_2O ou CO_2 . Essa contaminação é compensada pela adição de CO e talvez traços de CH_4 .
Oxigênio O_2	0	0	$\text{O}_2 + 2\text{Fe} \rightarrow 2\text{FeO}$	fortemente oxidante	Para evitar oxidação e descarbonetação, o oxigênio deve ser inteiramente eliminado das atmosferas dos fornos
			$\text{O}_2 + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3\text{Fe} + \text{CO}_2$	fortemente descarbonetante	

grande variedade de componentes, tais como monóxido de carbono CO, anidrido carbônico, N_2 e oxigênio O_2 .

A Tabela 25⁽⁷⁰⁾ reproduz a ação desses componentes no que diz respeito à descarbonetação ou oxidação, assim como as porcentagens usualmente presentes.

A American Gas Association⁽⁷¹⁾ classifica as atmosferas controladas mais importantes sob o ponto de vista comercial e que preenchem a maioria das condições necessárias para evitar oxidação e descarbonetação nos seguintes grupos:

- exotérmica, produzida mediante combustão parcial ou total de uma mistura de gás e ar;
- endotérmica, produzida por reação parcial de uma mistura de gás combustível a ar, com o auxílio de uma substância catalizadora aquecida externamente;
- gás de gasogênio, produzido pela combustão de carvão de madeira;
- nitrogênio preparado, obtido a partir da atmosfera exotérmica, com remoção do CO_2 e do vapor d'água;
- exotérmica-endotérmica, produzida pela combustão total de uma mistura de gás combustível a ar, com remoção do vapor d'água e reproduzindo CO_2 e CO mediante uma reação com gás combustível com auxílio de uma substância catalizadora externamente aquecida e
- amônia dissociada ou amônia crua.

As Tabelas 26 e 27 indicam respectivamente as composições nominais das principais atmosferas controladas e suas aplicações usuais.

Embora a atmosfera resultante do gasogênio, a carvão vegetal, seja muito adequada, pois não apresenta CO_2 e muito pouco hidrogênio, esse equipamento não tem sido muito empregado, a não ser por pequenos fabricantes, que vêm nesses geradores um investimento de baixo custo.

As atmosferas endotérmicas são as mais empregadas, pois são relativamente fáceis de produzir com composição razoavelmente estável, mediante geradores de baixo custo de manutenção.

A atmosfera mais simples é a de gás de gasogênio, obtida num recipiente onde se queima o carvão vegetal.

O equipamento está esquematicamente representado na Figura 116.

As atmosferas endotérmicas são obtidas mediante total ou parcial reação de misturas ricas de gás hidrocarboneto e ar num gerador aquecido externamente, na presença de um catalizador de níquel. O gás natural (com 90% a 95% de metano) é o principal gás utilizado.

TABELA Nº 26

Classificação das principais atmosferas controladas

Tipo	Composição nominal % em volume					Ponto de orva- lho °F	Relação ar/gás
	N ₂	CO	CO ₂	H ₂	CH ₄		
Exotérmica	86,8	1,5	10,5	1,2	—	*	9,0
Exotérmica rica	71,5	10,5	5,0	12,5	0,5	*	6,0
Nitrogênio preparado pobre	97,1	1,7	—	1,2	—	-40	9,0
Nitrogênio preparado rico	75,3	11,0	—	13,2	0,5	-40	0,6
Endotérmica pobre	45,1	19,6	0,4	34,6	0,3	20 a 50	2,6
Endotérmica rica	39,8	20,7	—	38,7	0,8	25 a -5	6,0
Carvão de madeira	64,1	34,7	—	1,2	—	-20	—
Exotérmica-endoter- mica pobre	63,0	17,0	—	20,0	—	-70	7,5
Exotérmica-endoter- mica rica	60,0	19,0	—	21,0	—	-50	7,2
Amônia dissociada	25,0	—	—	75,0	—	-60	—
Amônia queimada pobre	99,0	—	—	1,0	—	*	3,7
Amônia queimada rica	80,0	—	—	20,0	—	*	1,9

*O ponto de orvalho é cerca de 10°F acima da temperatura da água de resfriamento; pode ser reduzido a + 40°F por refrigeração ou a -50°F em torre absorvente de desidratação.

TABELA Nº 27

Aplicações comuns das principais atmosferas controladas

Tipos	Aplicações comuns
Exotérmica pobre	Revestimento de óxido de aço
Exotérmica rica	Recozimento brilhante; brazagem de cobre; sinterização
Nitrogênio preparado pobre	Aquecimento neutro
Nitrogênio preparado rico	Recozimento e brazagem de aços inoxidáveis
Endotérmica pobre	Têmpera
Endotérmica rica	Cementação à gás
A carvão de madeira	Cementação à gás
Exotérmica-endotérmica pobre	Têmpera
Exotérmica-endotérmica rica	Cementação à gás
Amônia queimada pobre	Aquecimento neutro
Amônia queimada rica	Sinterização de pós de aço inoxidável

Como a Tabela 26 indica, há dois tipos de atmosferas endotérmicas: a "rica" e a "pobre", com teores variáveis de hidrogênio, nitrogênio e monóxido de carbono.

A atmosfera exotérmica é mais rica em nitrogênio e apresenta menores teores de CO e H₂.

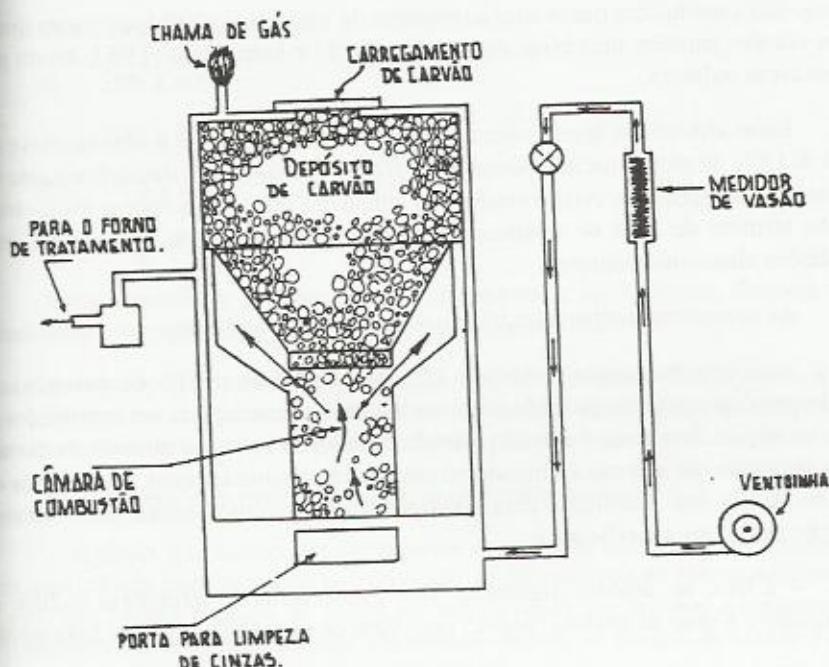


Fig. 116 - Diagrama esquemático de um gasogênio

Sua produção faz-se pela queima de uma mistura ar/hidrocarboneto (querosene, gás natural, propana e butana).

Caracteriza-se, como a endotérmica, por apresentar duas variedades: "rica e pobre", sendo a primeira mais redutora, pois seu teor de gás é maior (contém maior quantidade de CO).

Essas são atmosferas de baixo custo, por isso muito empregadas. A ampla faixa de relações ar/gás com que podem ser produzidas permite purgar inicialmente o forno com o tipo "pobre", seguindo-se o tratamento térmico com o tipo "rico". Contudo, apresentam um potencial descarbonetante elevado, como por exemplo, o equivalente a 0,02% de carbono, a uma combustão de 65%, à temperatura do forno de 870 °C⁽⁷⁰⁾.

As atmosferas endotérmicas-exotérmicas são, dentre todas, as menos empregadas, porque sua produção é de custo elevado e porque elas exigem equipamentos mais complexos para sua obtenção. Além disso são menos redutoras que as atmosferas endotérmicas convencionais.

São produzidas a partir da combustão de uma mistura de ar e gás, numa câmara de combustão revestida de refratário. A reação que se origina produz o calor externo necessário para manter a temperatura da reação no estágio endotérmico.

As atmosferas à base de nitrogênio são exotérmicas, com remoção de monóxido de carbono a vapor d'água. Caracterizam-se igualmente por serem "ricas". As

pobres são constituídas quase exclusivamente de nitrogênio (79%), ao passo que as ricas contêm também monóxido de carbono (11%) e hidrogênio (13%), sendo pois de natureza redutora.

Essas atmosferas apresentam um ponto de orvalho baixo e ausência quase que total de CO_2 , de modo que não possuem os efeitos desoxidante e descarburizante das atmosferas exotérmicas. Assim sendo, são aplicáveis em muitas operações de tratamento térmico de aços de quaisquer teores de carbono, desde que não se exija condições altamente redutoras.

As atmosferas controladas à base de amônia são de 3 tipos:

- amônia dissociada, contendo 75% de hidrogênio e 25% de nitrogênio; é obtido pelo aquecimento da amônia anidra líquida na presença de um catalizador de ferro ou níquel. Seu custo é elevado quando comparado às outras atmosferas controladas, de modo que seu uso é limitado no caso de tratamento térmico, a operações em que se deseja um substituto para hidrogênio puro, como recozimento visando redução de óxidos superficiais e

- à base de amônia queimada "rica", com 80% de nitrogênio e 20% de hidrogênio e à base de amônia "pobre" com 99% de nitrogênio e 1% de hidrogênio.

O seu uso é igualmente limitado, devido seu custo elevado, a operação de tratamento térmico de recozimento brilhante de ligas ferrosas e não-ferrosas.

O hidrogênio constitui outro tipo de atmosfera protetora. É o gás de maior poder de redução, desde que sua umidade seja mínima. O hidrogênio seco é utilizado no recozimento de aços inoxidáveis, aços para fins elétricos e de vários metais e ligas não-ferrosas ou ferrosas.

Metais não-ferrosos reativos, com titânio, zircônio, nióbio, tântalo e várias de suas ligas são geralmente tratados no vácuo. Essa técnica previne contaminação, limpa a superfície das peças e as desgasifica progressivamente.

Existe hoje uma tendência crescente em aplicar-se atmosferas à base de nitrogênio, devendo ser salientado o desenvolvimento das atmosferas nitrogênio-álcool. Inicialmente esse desenvolvimento teve como ponto de partida a necessidade de reduzir o consumo de derivados do petróleo. Posteriormente, verificou-se que havia muitas vantagens técnicas e econômicas, de modo que se pode afirmar que sua utilização já está inteiramente consolidada.

A adição de metanol no nitrogênio para substituir uma atmosfera endotérmica é uma prática comum em alguns países.

A atmosfera sintética nitrogênio/álcool consiste numa mistura de nitrogênio e álcool (etanol hidratado) em tais proporções que permitam obter a seguinte composição⁽⁷¹⁾:

CO – 18% a 20%

H₂ – 32% a 40%

N₂ – 36% a 49%

CH₄ – 1% a 4% e:

CO₂ + H₂ – 0,10% a 0,30%

Essas atmosferas prestam-se aos tratamentos de recozimento, têmpera e os tratamentos termoquímicos de cementação e carbonitretação.

Admite-se que a sua utilização resulta em maior facilidade de operação, maior segurança, menor investimento e menores custos de manutenção, além de constituírem um meio independente dos derivados do petróleo.

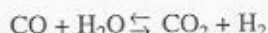
Outros tipos possíveis de atmosferas protetoras incluem:⁽⁷²⁾

– argônio, gás neutro, freqüentemente empregado no tratamento térmico de aços inoxidáveis, para impedir a possibilidade de qualquer reação gasosa ou absorção de gás. Seu custo é elevado, de modo que seu uso deve ser limitado a equipamento de tratamento térmico onde se exige um mínimo volume de gás que mantenha a pressão conveniente no processo e

– hélio, como o argônio, é igualmente um gás inerte. É principalmente empregado como atmosfera protetora na operação de soldagem com eletrodo de arco coberto de aços inoxidáveis.

2.3 Controle do teor de carbono. Ponto de orvalho – As reações de oxidação e decarbonetação já vistas e que exigem, para serem evitadas, o emprego de atmosferas protetoras, mostram que a água ou umidade desempenham um papel fundamental.

Além das reações mencionadas, pode ocorrer, às temperaturas elevadas típicas dos tratamentos térmicos, uma reação entre gases da própria atmosfera:



Todas essas reações são reversíveis, de modo que se pode favorecer a reação para à direita ou para à esquerda, mediante o controle da quantidade dos diferentes gases presentes na atmosfera. Como se viu, para prevenir oxidação deve-se ter altos teores de CO e H₂, com baixos teores de H₂O e CO₂.

A reação acima mostrada é fortemente catalizada pelo aço a alta temperatura e mesmo que se tenha eliminado a umidade da atmosfera, a presença de CO₂ e H₂ podem causar a formação de mais H₂O.

Por isso, é necessário que seja mantida uma atmosfera em equilíbrio com o aço, de determinado teor de carbono, desde 0,1% até austenita saturada, para qualquer temperatura específica de tratamento térmico.

O modo de evitar-se essas reações nocivas é efetuar-se o controle dos componentes da atmosfera, com o que se mantém constante o teor de carbono do aço; ou seja, o "potencial de carbono da atmosfera". O controle desse último fator não somente evita aquelas reações, como objetiva garantir a disponibilidade de carbono necessário nas peças sob tratamento. Esse controle é feito mediante a determinação do "ponto de orvalho" dos gases que estão em contato com o aço no interior da câmara de aquecimento.

Como o potencial de carbono de uma atmosfera corresponde à sua capacidade, em função da qualidade de carbono nela contido, de manter um certo teor de carbono no aço, ele depende do teor de carbono do aço, do tempo e da temperatura.

O "ponto de orvalho" é definido como a temperatura exata, a uma determinada pressão, na qual uma mistura de gases começa a precipitar sua quantidade de umidade.

A determinação do ponto de orvalho de uma mistura de ar e gases aquecida, de modo que as reações químicas resultantes atinjam o equilíbrio, irá espelhar o equilíbrio químico dos vários componentes, incluindo os produtos da reação.

A Figura 117 indica a variação do ponto de orvalho com o teor de umidade:

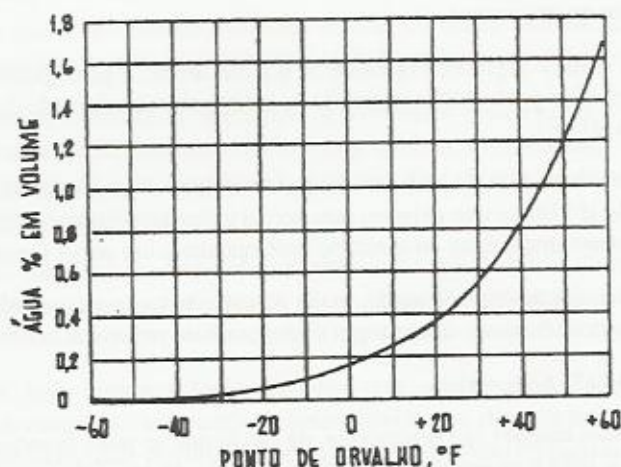


Fig.117 - Relações entre o ponto de orvalho e teor de água (umidade) de gases

A determinação do ponto de orvalho é, portanto, importante porque o teor de umidade da atmosfera pode ser ajustado, reduzindo-se os riscos de oxidação ou decarbonetação do aço e garantindo um potencial de carbono constante.

A Figura 118 mostra a variação da composição de uma atmosfera endotérmica, à base de gás natural ou de propana, com várias proporções ar/gás e os correspondentes pontos de orvalho⁽⁷³⁾.

Pelo simples ajuste da relação ar/gás pode-se produzir uma atmosfera contendo porcentagens muito pequenas de CO_2 e H_2O .

A Figura 119⁽⁷³⁾ indica o ponto de orvalho que deve ser mantido numa atmosfera endotérmica, de modo a haver equilíbrio entre ela e o aço de determinado teor de carbono, entre temperaturas de 815 °C e 1 150 °C. Para uma dada temperatura, quanto menor o ponto de orvalho, maior a tendência de carbonetação da atmosfera:

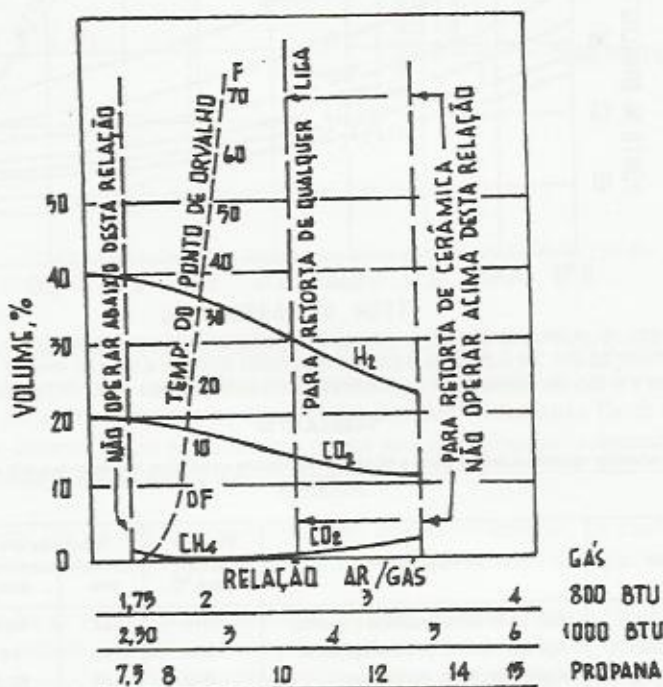


Fig. 118 - Análise aproximada de gás de gerador endotérmico, quando produzido com várias relações ar/gás

A Tabela 28 mostra os pontos de orvalho, em faixas, para a temperatura de alguns aços para ferramentas, numa atmosfera endotérmica.

Existem muitos aparelhos para determinação do ponto de orvalho. A Figura 120 mostra um aparelho simples que pode ser utilizado para esse fim.

O aparelho consiste num vaso de vidro transparente, dotado de uma tampa de borracha, através da qual está inserido um cilindro com fundo, cuja superfície é altamente polida. No interior desse cilindro pode-se vaporizar anídrico carbônico. Ainda nesse cilindro é colocado um termômetro de leitura rápida, em graus Fahrenheit. Através do vaso de vidro passam tubos de entrada e saída do gás cujo ponto de orvalho se quer determinar. O gás é queimado ao ar pelo tubo de saída.

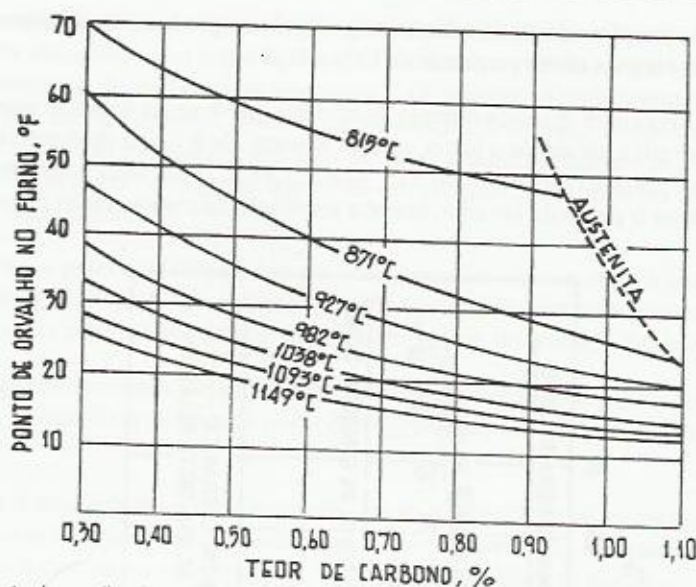


Fig.119 - Ponto de orvalho de atmosfera endotérmica em equilíbrio com aço-carbono, em relação ao teor de carbono do aço. As curvas de equilíbrio mostradas indicam a relação entre o ponto de orvalho e o teor de carbono em aço-carbono entre temperaturas de 815°C e 1150°C.

TABELA Nº 28

Pontos de orvalho recomendados para a temperatura de alguns aços para ferramentas, em atmosfera endotérmica

Tipo	Descrição	Temper. de temperatura °C	Ponto de orvalho, °F		
			min	equ.	max.
522 (H12)	Aço Cr-W-Mo p/ trabalho a quente	1010	40	46,5	54
420 (A2)	Aço 5Cr-1Mo-C endurecível ao ar	954	40	45	50
310 (S2)	Aço Si-Mn resist. ao choque	843	40	52,5	60
410 (O1)	Aço-manganês indeformável	788	45	50	55
432 (D3)	Aço de alto C, alto Cr	954	20	..	70
321 (S1)	Aço-Cr, baixo W	954	40	42	45
430 (D2)	Aço alto Cr, alto C, endurec. ao ar	1010	20	..	70
340 (F2)	Aço-W para acabamento rápido	843	23	27	33,5
120 (W2)	Aço para matriz ao C-W	815	45	50	55
413 (O7)	Aço alto C, baixo W, endurec. óleo	843	25	31,5	36
232 (L6)	Aço Cr-Ni-Mo	815	50	60	65
610 (T1)	Aço rápido 18-4-1	1288	0	8,5	10
630 (M1)	Aço rápido 1,5-9-4-1 C-W-Cr-Mo	1232	5	12	15

Para medir o ponto de orvalho, enche-se de gás o interior do vaso de vidro; uma vez cheio o vaso, inicia-se a vaporização do CO₂ no interior do cilindro polido até que a sua superfície comece a se embaçar por deposição de orvalho. Nesse ponto, faz-se a leitura do termômetro e corta-se a passagem do CO₂. A seguir, observa-se a temperatura em que desaparecem da superfície do tubo polido os últimos vestígios de embaçamento. A média das duas temperaturas dará o ponto de orvalho do gás.

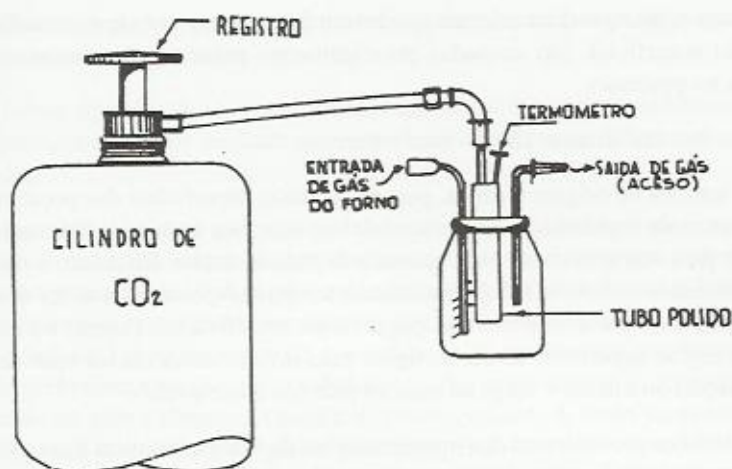


Fig. 120 - Aparelho rudimentar para determinação do ponto de orvalho

3. *Tensões internas, empenamento e outros defeitos* – As operações usuais de tratamento térmico e as operações de tratamento termoquímico podem ocasionar defeitos nas peças, devidos a uma série de fenômenos de natureza física e química que ocorrem durante o seu aquecimento ou no seu resfriamento, sobretudo quando os meios de resfriamento são muito severos.

Sabe-se, por exemplo, como controlar, convenientemente, os fenômenos de oxidação e descarbonetação pelo uso de ambientes apropriados de aquecimento.

Contudo, às vezes, quando se expõe uma peça de alto-carbono ou cementada, após o aquecimento, durante um tempo superior ao necessário ao meio ambiente, antes de sua têmpera, pode ocorrer uma descarbonetação superficial a qual, eventualmente, atinge 50 microns a 75 microns. No caso de peças cementadas, uma nova cementação rápida elimina esse inconveniente.

Falhas de equipamento, como um mau funcionamento dos pares termoeletrônicos, e dos registros de temperatura, podem ocasionar temperaturas de aquecimento exageradas ou abaixo do desejado, ocasionando ou excessivo crescimento de grão ou, na cementação, camadas mais espessas que as necessárias, ou quando as temperaturas forem inferiores às especificadas, austenitização incompleta e estruturas finais diferentes das previstas ou, ainda no caso da cementação, camadas mais finas que as normais.

O tempo, à temperatura, é outro fator que deve ser muito bem controlado, pelas mesmas razões acima expostas.

Um fenômeno muito comum e indesejável é a ocorrência de mudanças dimensionais no aquecimento e resfriamento das peças durante o seu tratamento tér-

mico. Essas mudanças dimensionais que levam ao empenamento e, eventualmente, à fissuração superficial, são causadas principalmente pelas tensões internas que se originam no processo.

As tensões internas são de duas naturezas:

– tensões de origem térmica, porque as zonas superficiais das peças resfriam e contraem mais rapidamente que o seu núcleo; esse fica com suas dimensões mais reduzidas para conter o metal mais quente e de volume maior. Enquanto o metal está com plasticidade suficiente e haja igualmente tempo suficiente, as tensões devidas às variações de forma e dimensões das peças ficam equilibradas. Porém, no momento em que a região superficial tornar-se rígida pelo resfriamento, ela irá opor-se a ulterior contração do núcleo e surgirão tensões internas apreciáveis e

– tensões provenientes das transformações de fases em muitas ligas metálicas, particularmente nas ferrosas. Essas transformações de fases produzem, como se sabe, variações de volume tanto mais sensíveis quanto mais drásticas as condições de resfriamento e mais complexas as formas das peças.

As tensões internas, para um aço de 0,50% C, são estimadas em:

5 kgf/mm² para resfriamento ao forno;

10 kgf/mm² para resfriamento ao ar;

25 kgf/mm² para resfriamento em óleo e

40 kgf/mm² para resfriamento em água.

Em última análise, as mudanças dimensionais resultantes das tensões internas de ambas as naturezas pode, quando seu valor ultrapassar o limite elástico do material, levar ao empenamento às peças e até mesmo à sua fissuração, nesse último caso se o valor das tensões ultrapassar o limite de resistência mecânica do material.

Pelos dados acima, vê-se que para evitar um nível elevado de tensões, seria necessário resfriar as peças a baixa velocidades, o que nem sempre é possível, pois, na prática, o principal tratamento térmico das ligas ferrosas é a têmpera que exige velocidades de resfriamento elevadas quase sempre.

Nessas operações de têmpera, as mudanças dimensionais são muito afetadas pela formação da martensita, cujo reticulado cristalino é grandemente deformado e essa deformação é tanto maior quanto mais elevado o teor de carbono do aço.

Poder-se-ia concluir afirmando que evitar deformações não é fácil, sobretudo em peças cujo tratamento térmico ou termoquímico exige um resfriamento rápido.

A experiência do tratador térmico é muito importante no sentido de evitar-se empenamentos pronunciados e outros possíveis acidentes.

Em engrenagens, por exemplo, o empenamento está quase sempre presente de modo mais ou menos saliente.

Nesse tipo de peças, como em outras de conformação relativamente complexa, procura-se adotar medidas que permitam controlar as deformações a níveis aceitáveis.

As tensões internas que se originam no processo de fabricação de uma peça são, como se viu, uma das causas do empenamento. Uma das fontes que podem originar tensões, em peças como engrenagens, está relacionada com a microestrutura do aço inicial. Por exemplo, numa microestrutura que não se conseguiu estabilizar, convenientemente, mediante um recozimento ou normalização, as tensões que se originam no forjamento preliminar e na usinagem subsequente são, posteriormente, aliviadas durante o aquecimento para a têmpera. A peça temperada apresentará, então, empenamento em vários degraus, ao contrário do que se poderia esperar.

Essas tensões são mais críticas em engrenagens empregadas em aplicações de maior responsabilidade como na indústria aeronáutica⁽⁷³⁾. Recomenda-se, nesse caso, que as peças sejam submetidas, entre as operações de usinagem, a um alívio de tensões, entre as temperaturas de 425 ° a 480 ° C, além da operação de recozimento ou normalização a que as peças são submetidas antes de ser iniciado o ciclo de usinagem.

Outra causa comum de empenamento é o projeto inadequado das peças. Essa é uma realidade presente em praticamente todos os processos metalúrgicos, a qual, contudo, é mais crítica nos processos de tratamento térmico, porque os mesmos constituem em geral a última etapa de fabricação.

Deve-se, portanto, procurar, no projeto, um balanceamento apropriado entre as várias secções das peças, com que se consegue eliminar, ou reduzir, o número de dispositivos, às vezes complexos, que são empregados para fixar as peças por ocasião da têmpera.

A forma de carregar as peças nos fornos é outra causa de empenamento. As peças mais finas, por exemplo, devem ser carregadas com as secções mais finas suspensas ou dispostas verticalmente. As peças de grande secção transversal devem ser dispostas horizontalmente. Nas peças finas, ao serem as mesmas mergulhadas nos banhos de têmpera, suas extremidades penetram no meio líquido, em primeiro lugar, o que reduz a possibilidade de empenamento.

Esse tipo de carregamento deve ser aplicado em eixos e peças similares, para que as mesmas penetrem no banho verticalmente.

Tensões internas que ainda podem causar empenamento são igualmente resultado de meios drásticos de resfriamento: Um modo de diminuir esse efeito, se o óleo for o meio de resfriamento empregado, é manter o óleo a temperaturas mais elevadas, por exemplo, entre 150 °C e 200 °C⁽⁷³⁾, em vez de 50 °C a 65 °C, o que é o normal.

Essa técnica, contudo, só é válida, se se permitir uma perda de alguns pontos de dureza no núcleo das peças.

Os meios muito drásticos de resfriamento podem ainda provocar, além de empenamento, fissuras superficiais. Os meios mais suscetíveis de provocar esses defeitos são óleos solúveis de baixa concentração ou polímeros em soluções aquosas⁽⁷⁴⁾.

Para contornar esse problema, sugere-se aumentar, ligeiramente, a temperatura do banho, como no caso do empenamento ou aumentar a concentração dos óleos solúveis ou os polímeros.

Já foi mencionado que projeto inadequado das peças pode provocar empenamento. As tensões que se originam devido a projeto mal feito pode ainda levar ao aparecimento dessas fissuras superficiais; cantos muito vivos, furos muito próximos dos perímetros das peças, secções espessas adjacentes a secções finas constituem fatores e concentrações de tensões durante a têmpera. Desse modo, deve-se procurar arredondar os cantos, dotando-os de amplos raios de curvatura, afastar os furos das áreas que irão ser endurecidas, superficialmente, e procurar uma ligação harmônica entre secções adjacentes de diferentes espessuras.

No caso particular do endurecimento superficial, por cementação, que exige temperaturas elevadas e resfriamento em meios de têmpera severos, outros problemas, que não apenas empenamento, podem surgir.

A maioria deles se relaciona com a microestrutura da camada cementada, temperada e revenida⁽⁷³⁾.

A microestrutura ideal de uma camada cementada consiste em martensita revenida, contendo não mais que 5% de austenita retida.

Contudo, devido a causas relacionadas com a atmosfera carburizante, com a densidade da carga no interior do forno, com a exposição prolongada das peças após a cementação na atmosfera ambiente (oxidante) etc., essa microestrutura ideal pode sofrer alterações.

Os dados a seguir mencionados elucidam melhor a matéria⁽⁷⁴⁾: uma atmosfera carburizante apropriada deve apresentar um potencial de carbono na zona de carburização do forno (com temperatura em torno de 925 °C) entre 1,25% e 1,30% e na sua zona de difusão (com temperatura em torno de 845 °C), entre 0,75% e 0,85%.

A consequência principal de potenciais de carbono superiores aos valores citados é um excesso de austenita retida (40% a 45%), o que resulta em baixa dureza superficial. Além disso, a microestrutura pode apresentar um rendilhado de carboneto no contorno do grão e áreas maciças de carboneto na superfície. Esse defeito pode ser atenuado por um longo reaquecimento na faixa austenítica, embora se corra o risco de supercementar o aço a níveis indesejáveis.

Mantidos os potenciais de carbono nos valores acima mencionados, a quantidade de austenita retida é menor e, para a maioria dos aços-carbonos ou de baixo teor em liga empregados em cementação, resulta um carbono médio superficial entre 0,85 e 0,95, o que é suficiente para assegurar boa dureza superficial.

Outra técnica que pode ser empregada para evitar grande quantidade de austenita retida é não realizar têmpera a partir de temperaturas muito elevadas. Assim, recomenda-se não aquecer muito além de cerca de 28 °C a 30 °C da temperatura crítica superior.

A austenita retida pode ser eliminada por um resfriamento subzero (-85°C), seguido imediatamente de revenido. O resfriamento subzero deve ser uma continuação do processo de resfriamento. Em outras palavras, deve ser levado a efeito o mais rapidamente possível após o resfriamento direto ou normal.

Depois do resfriamento subzero, o aço deve ser imediatamente levado à temperatura ambiente e, a seguir, revenido até a desejada dureza da camada superficial. A transformação da austenita retida pelo tratamento subzero pode chegar, para a maioria dos aços para cementação, a 97% ou 98% de martensita.

Convém, ter em mente, que o tratamento subzero torna-se inútil se o aço já tiver sido revenido, pois esta operação estabiliza a austenita retida.

Como se viu, a principal consequência de grande quantidade de austenita retida é a dureza superficial mais baixa. Outra causa de dureza superficial inferior ao desejado está relacionada com o tamanho de grão inicial do aço. Prefere-se sempre granulação fina, contudo uma granulação muito fina diminui a capacidade de endurecimento do aço e, na têmpera, a microestrutura resultante pode ser constituída de bainita, ferrita livre e perlita fina, o que contribui para diminuir a dureza superficial. Assim, deve-se preferir uma faixa de tamanho de grão entre 5 ASTM e 8 ASTM (para aços-liga).

A dureza superficial pode variar em função do modo de carregamento das peças nos fornos. Cargas extremamente densas, sobretudo de peças de pequenas dimensões amontoadas numa cesta podem originar essas variações da dureza superficial. O problema está mais relacionado com o resfriamento da têmpera, do que com o aquecimento no interior do forno. De fato, ao ser a cesta mergulhada no banho de têmpera, o fluxo do meio de resfriamento para o centro da carga fica prejudicado e apenas as peças localizadas no perímetro da cesta atingem a dureza superficial total. Uma agitação insuficiente do meio de resfriamento pode igualmente causar variações da dureza superficial.

O problema aparece igualmente em revenido de cargas muito densas. Por isso deve-se garantir um tempo mínimo de revenido, por exemplo 2 horas, de modo a ter-se um aquecimento uniforme de toda a carga.

4. *Conclusões parciais* – Foram apontadas acima os principais defeitos que podem ocorrer nas operações de tratamento térmico, suas causas e meios de evitá-los, atenuá-los ou corrigi-los.

No caso específico de empenamento, algumas outras simples medidas, para diminuir o defeito, podem ser citadas: evitar fornos com soleiras irregulares, apoiar adequadamente as peças nas soleiras dos fornos, utilizar, para o manuseio das peças, ferramentas rígidas e bem proporcionadas, mergulhar as peças nos meios de resfriamento com cuidado, introduzindo as secções mais finas em primeiro lugar e assim em seguida.

Poder-se-ia ainda admitir, no caso de produção em série, experiências prévias, feitas para determinar o grau de deformação a que as peças estão sujeitas, criando assim condições para que algumas medidas preventivas sejam tomadas, de modo a minimizar os riscos de deformação.

Há, finalmente, meios perfeitamente adequados para reduzir ou eliminar os efeitos de oxidação, descarbonetação, fissuração superficial, de modo a poder-se realizar o tratamento térmico, nas condições mais favoráveis de segurança.

De qualquer modo, nos tratamentos térmicos industriais, onde grande quantidade de peças são tratadas, os avanços tecnológicos do setor, o emprego de informática e outras tecnologias, estão proporcionando resultados enormes, com relação à economia de energia, ao tempo de tratamento e outros fatores, nas modernas instalações de tratamento térmico.

As informações apresentadas neste capítulo têm apenas o objetivo de confirmar a importância da prática do tratamento térmico e demonstrar que apenas o conhecimento das várias opções de tratamento térmico não são suficientes para obter-se os melhores resultados na prática.

XI

TRATAMENTO TÉRMICO DOS FERROS FUNDIDOS

1. *Introdução* – O autor desta obra considerou a importância de dar aos leitores alguns exemplos de tratamentos térmicos de determinadas ligas metálicas, de modo a mostrar praticamente os resultados que podem ser obtidos, quando o tratamento é aplicado apropriadamente. Por esse motivo e para ressaltar esses fatos, escolheu algumas ligas importantes no uso diário. Serão considerados, neste capítulo, os ferros fundidos cinzentos, os ferros fundidos brancos e os ferros fundidos nodulares.⁽⁷⁴⁾

2. *Ferros fundidos cinzentos. "Alívio de tensões"* – O tratamento térmico mais generalizado é o "alívio de tensões", aplicado em peças fundidas as quais, durante o resfriamento desde a solidificação no interior dos moldes até a temperatura ambiente, estão sujeitas a constantes mudanças de volume, como a Figura 121⁽⁷⁵⁾ indica:

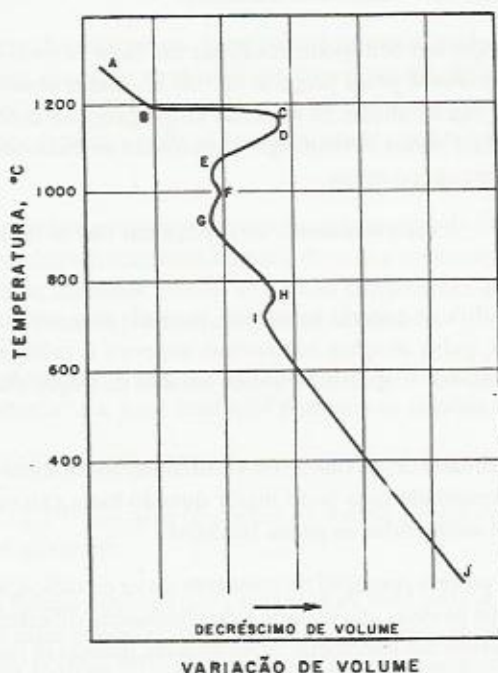


Fig. 121 - Representação esquemática da mancha dos fenômenos que ocorrem no resfriamento do ferro fundido

O significado dos trechos assinalados é o seguinte:

AB – contração no estado líquido;

BC – contração na mudança do estado líquido para o sólido;

CD – contração pela mudança da austenita em ledeburita;

DE – expansão pela grafitização;

EF – contração pela queda de temperatura;

FG – expansão pela mudança da steadita ternária à forma binária;

GH – contração contínua pela queda da temperatura;

HI – expansão pela transformação da fase gama a alfa e da austenita em perlita e

IJ – contração continuada pelo resfriamento até a temperatura ambiente.

O exposto constitui apenas uma das causas das tensões internas a que estão sujeitas as peças fundidas e que podem levar ao seu empenamento, principalmente durante sua usinagem, quando algumas dessas tensões são aliviadas ou eliminadas.

Por outro lado, as diversas secções das peças estão sujeitas a velocidades de resfriamento diferentes, de modo que as mudanças de volume mencionadas acontecem em tempos diferentes.

A forma das peças também pode constituir um fator favorável ao acúmulo de tensões internas, não somente pelas próprias causas já citadas como igualmente pelo sistema adotado para sua fundição. O material empregado na confecção do molde pode ser de tal natureza a ponto de restringir a contração térmica normal do metal na solidificação e resfriamento posterior.

A Figura 122⁽⁷⁶⁾, correspondente a uma peça em forma de I, elucida melhor essa afirmação:

A peça, ao solidificar, contrai na secção vertical; essa contração é impedida, se o molde for rígido, pelas secções horizontais superior e inferior, conforme está indicado na figura, causando o aparecimento de tensões de tração elevadas na secção vertical.

Há, pois, necessidade de aliviar-se ou eliminar-se todos esses tipos de tensões internas residuais, necessidade essa tanto maior quando mais extensa a operação de usinagem a que forem submetidas as peças fundidas.

Na realidade, a própria operação de usinagem serve de indicação da presença de tensões residuais, porque se essas não tiverem sido eliminadas, dificilmente se consegue manter as dimensões dentro das tolerâncias especificadas, quando as peças são usinadas.

O "alívio de tensões" ou "envelhecimento" das peças de ferro fundido foi, durante muito tempo, executado de modo natural, ou seja, as peças fundidas eram

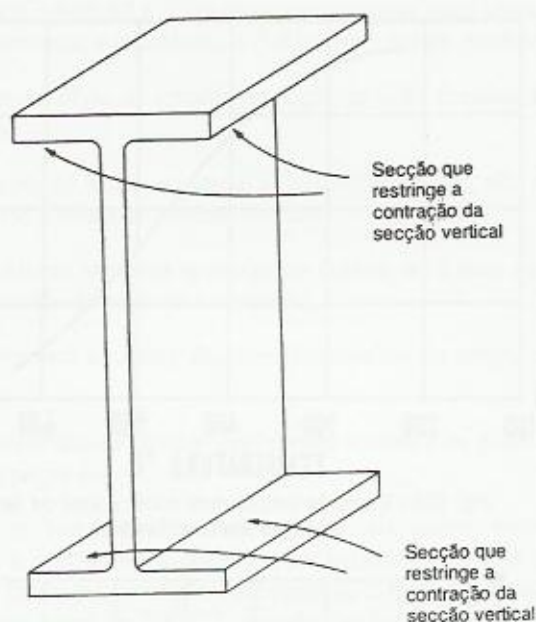


Fig.122 - Exemplo de uma das causas que originam tensões residuais em fundidos

deixadas ao relento durante meses, para depois serem usinadas e postas em serviço. Acreditava-se, com isso, que as tensões internas eram eliminadas. Contudo, estudos mostraram que apenas 10% das tensões eram aliviadas por "envelhecimento natural" e os riscos de empenamento, após as peças montadas nos respectivos equipamentos, continuavam.

A técnica moderna consiste em aplicar o processo de "envelhecimento artificial" que é o verdadeiro tratamento térmico de alívio de tensões: as peças são aquecidas a temperaturas elevadas, porém abaixo da temperatura de transformação (para evitar mudanças estruturais), durante tempo determinado.

A maior plasticidade que o metal adquire às temperaturas mais elevadas ou seja a maior "fluência" é o fator essencial para que as tensões sejam aliviadas.

A Figura 123⁽⁷⁵⁾ mostra o efeito da temperatura sobre o total das tensões aliviadas:

A Figura 124⁽⁷⁷⁾ combina os efeitos da temperatura e do tempo sobre a quantidade de tensões aliviadas.

Ambas as figuras mostram que a temperatura ideal situa-se entre 550 °C e 650 °C. Às temperaturas mais elevadas, basta manter-se as peças durante 1 hora para ter-se cerca de 80% das tensões aliviadas, sem que ocorra qualquer transformação estrutural. Para quase total eliminação das tensões internas, tempos bem mais longos podem ser necessários, variando de 10 a 48 horas. Os ferros fundidos ligados, com

sem elementos de liga de baixo teor em liga de alto teor em liga	510 - 565°C 565 - 595°C 595 - 650°C
Tipo de ferro fundido	Temperatura para alívio de tensões

Faixa de temperaturas recomendadas para alívio de tensões de peças de ferro fundido cinzento

TABELA Nº 29

Fig. 124 - Efeito do tempo e da temperatura sobre o total de tensões aliviadas em ferro fundido

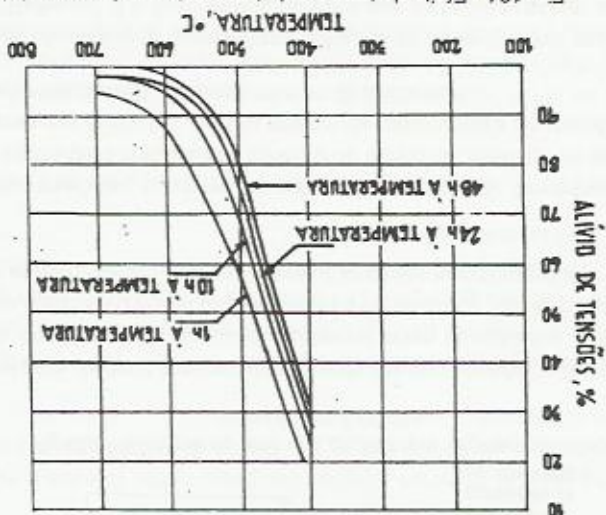
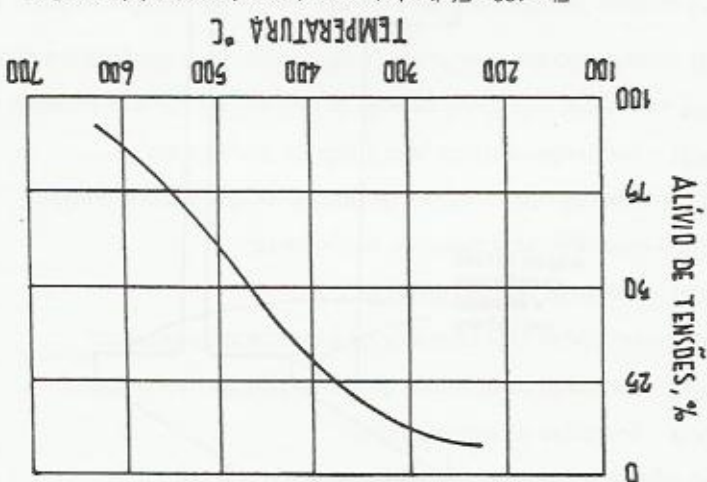


Fig. 123 - Efeito da temperatura sobre o total de tensões aliviadas em ferro fundido



baixo teor em ligas (Cr, Mo, Ni e V) exigem temperaturas mais altas, pois esses elementos tendem a aumentar a resistência à fluência dos ferros fundidos.

Na operação de alívio de tensões de peças de ferro fundido alguns cuidados devem ser tomados:

- a temperatura do forno, ao serem as peças carregadas, não deve ser superior a 200 °C, de modo a evitar-se choque térmico;
- as peças devem ser bem apoiadas na soleira do forno; deve-se evitar de apoiar peças em camada de peças já existentes;
- deve-se procurar a melhor distribuição possível da temperatura no interior do forno;
- deve-se evitar que as chamas (em fornos a óleo) e os gases de escape atinjam diretamente as peças e
- embora as temperaturas empregadas não sejam muito elevadas, é recomendável que o resfriamento posterior, ao aquecimento, seja muito lento (no interior do próprio forno, por exemplo), até cerca de 300 °C ou, se as peças forem de forma complexa, até cerca de 100 °C, quando, então, elas poderão ser resfriadas livremente ao ar. Com isso, evita-se o surgimento de novas tensões, ocasionadas por um resfriamento mais rápido.

2.1 Recozimento e normalização – O recozimento objetiva melhorar a usinabilidade do ferro fundido cinzento.

Esses materiais se caracterizam pela sua boa usinabilidade; ainda assim, o recozimento melhora essa propriedade e, às vezes, é até mesmo necessário para eliminar ou amolecer zonas coquilhadas que podem ter surgido durante a solidificação, nas secções mais finas das peças fundidas.

A operação de recozimento é levada a efeito a temperaturas acima da linha inferior de transformação, quando já ocorre alteração estrutural. Essa alteração estrutural já é acentuada quando a temperatura atinge 760 °C, pouco acima, portanto, ou em torno da linha inferior de transformação (para ferros fundidos comuns ou de baixo teor em elementos de liga).

O recozimento completo ou pleno tem lugar na faixa de temperatura de 780 °C a 900 °C e ele é recomendado quando o ferro fundido apresenta os elementos de liga em teores mais elevados. Também nesse caso, o resfriamento subsequente deve ser muito lento, através da faixa de transformação; ou seja, entre 790 °C a 680 °C.

O recozimento a temperaturas mais baixas – entre 700 °C a 760 °C – é chamado "recozimento de ferritização", ou seja, nele se visa a transformação dos carbonetos perlíticos em ferrita e grafita, de modo a melhorar a usinabilidade. Aplica-se a ferros fundidos comuns ou com baixo teor em elementos de liga. O tempo de per-

manência, à temperatura, depende da quantidade de grafitação desejada, sendo geralmente relativamente curto.

O recozimento "grafitizante" é aplicado toda vez que os ferros fundidos apresentam carbonetos maciços, o que exige temperatura de tratamento de no mínimo 870 °C. Na prática, recomenda-se a faixa de temperatura de 900 °C a 950 °C. Deve-se notar, contudo, que se o ferro fundido possui 0,10% ou mais de fósforo, o eutético de fosfeto pode derreter àquelas temperaturas.

O tempo, à temperatura, varia de poucos minutos a várias horas, dependendo da quantidade de grafita desejada. Recomenda-se, contudo, o tempo mais curto possível para evitar excessiva formação de casca de óxido, a não ser que se utilize atmosfera controlada no tratamento.

A Figura 125⁽⁷⁷⁾ mostra os ciclos de recozimento para ferros fundidos (curvas B, B₁ e C), em comparação com o tratamento de alívio de tensões (curva A):

O recozimento B, à temperatura mais baixa – 700 °C a 760 °C – é o de "ferritização" e aplica-se a ferros fundidos comuns.

O recozimento B₁ corresponde ao recozimento médio ou pleno, com temperaturas de aquecimento entre 800 °C a 900 °C e aplica-se a ferros fundidos ligados ou em ferros fundidos não ligados, para eliminação de pequenas quantidades de carbonetos bem dispersos.

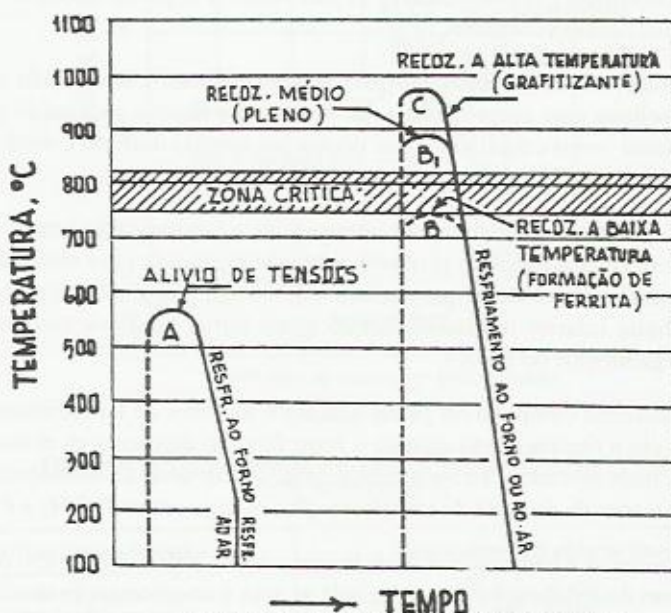


Fig.125 - Ciclos de recozimento recomendados para ferro fundido

O recozimento C é o recozimento grafitizante realizado a altas temperaturas – 900 °C a 950 °C – e aplica-se principalmente em peças de ferro fundido branco ou mesclado, para eliminação de carbonetos, maciços.

A Tabela 30⁽⁷⁶⁾ indica as práticas recomendadas para recozimento de peças de ferro fundido, com pormenores sobre os tempos às temperaturas e velocidades de resfriamento.

A melhora da usinabilidade do material pelo recozimento implica na queda das suas propriedades relacionadas com a resistência mecânica.

A "normalização" dos ferros fundidos visa obter uma matriz homogênea, com eliminação de carbonetos maciços, totalmente perlítica, de granulação fina e propriedades correspondentes a uma maior resistência mecânica, aliada a boa tenacidade. O efeito da normalização é mais notável no caso de ferros fundidos ligados.

O tratamento, na etapa de aquecimento, é idêntico ao recozimento, ou seja, a temperatura é superior à de transformação – entre 870 °C e 950 °C – e o tempo de

TABELA Nº 30

**Práticas recomendadas para recozimento de peças
de ferro fundido**

Tipo de recozimento	Objetivos	Temperatura °C	Tempo	Velocidade de resfriamento
Baixa temperatura (ferritização)	Para conversão de perlita em ferrita em materiais não ligados, de modo a obter-se a máxima usinabilidade	700 a 760	18 minutos por cm de secção transversal	No forno (55°C/h) até 315°C. Resfriamento em ar tranquilo de 315° até a temperatura ambiente
Média temperatura (recozimento pleno)	Para conversão de perlita em ferrita em materiais que não reagem ao tratamento a baixa temperatura. Para eliminação de pequenas quantidades de carbonetos bem dispersos em materiais não ligados	815 a 900	24 minutos por cm de secção transversal	No forno até 315°C. No ar tranquilo de 315°C até a temperatura ambiente
Alta temperatura (grafitização)	Eliminação de carbonetos massivos em ferros fundidos brancos ou mesclados e conversão da perlita em ferrita para máxima usinabilidade	900 a 950	24 min. a 70 min. mais 24 min. por cm de secção transversal	No forno até 315°C. No ar tranquilo de 315°C até a temperatura ambiente
Normalização	Eliminação de carbonetos massivos com retenção da perlita para garantir resistência mecânica e dureza	870 a 950	24 min. a 70 min. mais 24 min. por cm de secção transversal	No ar da temperatura de tratamento até abaixo de 480°C. Pode exigir ulterior alívio de tensões

permanência, à temperatura, deve ser no mínimo de 24 minutos por centímetro de secção da peça, seguindo-se resfriamento ao ar.

A velocidade de resfriamento deve ser tal que evite o início da ferritização em torno dos veios de grafita, mas não deve ser tão rápida que possibilite a formação de bainita ou martensita.

Como regra empírica, recomenda-se que se deve esfriar de 770 °C a 700 °C, no espaço de tempo de 1 a 5 minutos⁽⁷⁷⁾.

Em relação ao estado fundido, há uma melhora da resistência à tração da ordem de 20%.

A Figura 126⁽⁷⁶⁾ apresenta, de forma esquemática, os diferentes ciclos de aquecimento e resfriamento empregados para os tratamentos de alívio de tensões, recozimento e normalização de ferro fundido.

2.2 Têmpera e revenido – A estrutura do ferro fundido cinzento é muito semelhante a dos aços, a não ser pela presença de carbono livre na forma de veios alongados, que quebra a continuidade da matriz e confere ao material fragilidade e propriedades mecânicas geralmente inferiores a dos aços.

O fato da matriz estrutural ser semelhante a dos aços confere, ainda, aos ferros fundidos característicos de endurecimento por têmpera.

Contudo, nos ferros fundidos, sobretudo os cinzentos, os teores de silício são elevados, além do alto-carbono; por isso, as temperaturas de austenitização para têmpera devem ser mais elevadas e os tempos às temperaturas em geral mais longos, para que haja dissolução na austenita da quantidade presente de carbono.

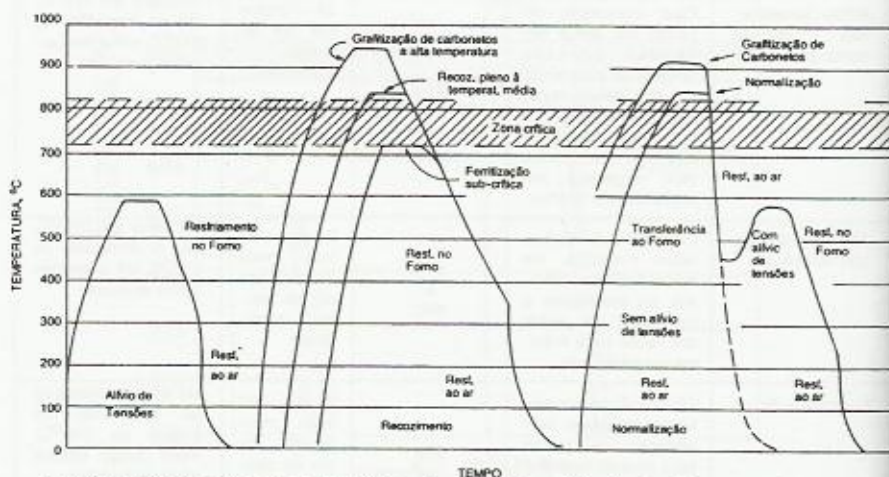


Fig.126 - Representação esquemática dos ciclos de alívio de tensões, recozimento e normalização dos ferros fundidos

Algumas observações podem ser feitas nesse sentido⁽⁷⁶⁾:

- ferros fundidos de estrutura inteiramente perlítica reagem melhor à têmpera do que os com estrutura ferrítica; neles, em tempo mais curto a uma certa temperatura de aquecimento, consegue-se uma estrutura austenítica, a qual, ao ser resfriada em água, por exemplo, resulta em estrutura final de maior dureza;

- o ferro fundido com matriz ferrítica, para boa reação à têmpera, exige tempo mais longo à temperatura, para permitir a dissolução do carbono livre (ou grafita) na austenita;

- na prática, as peças de ferro fundido, a serem temperadas, devem ser austenitizadas a temperaturas 25 °C a 65 °C acima da temperatura superior de transformação, durante 8 a 24 minutos por centímetro de espessura da secção, dependendo da sua composição e microestrutura inicial;

- o aquecimento deve ser gradual (cerca de 100 °C/h), através da faixa mais baixa de temperatura, de modo a minimizar as tensões térmicas e a possibilidade de fissuração; acima de 600 °C, o aquecimento pode ser acelerado;

- se o aquecimento, em função do tipo de material e do tipo de peça, tiver que ser prolongado ou quando as superfícies já usinadas tiverem que ser protegidas de oxidação e decarbonetação, recomenda-se o emprego de banhos de sal ou fornos com atmosfera controlada;

- o resfriamento na têmpera é, em geral, em óleo ou ar; esse último meio é empregado quando os ferros fundidos forem altamente ligados; não se recomenda a água como meio de resfriamento, porque ela é considerada um meio muito drástico para os ferros fundidos, podendo causar empenamento ou fissuração. Contudo, o choque térmico, nesse meio, pode ser atenuado colocando-se uma camada de óleo na sua superfície e

- o meio deve ser bem agitado e, após o resfriamento, as peças devem ser imediatamente submetidas à operação de revenido; prefere-se levá-las ao revenido antes que tenham resfriado abaixo de 150 °C.

A Figura 127 mostra a curva em C de um ferro fundido cinzento contendo 3,75 C, 2,90 Si, 0,55 Mn, 0,40 P e 0,065 S. Na figura, a linha cheia corresponde a material com tamanho de grão fino e a linha tracejada a tamanho de grão grosseiro.

Em resumo, o objetivo da têmpera é aumentar a dureza e a resistência mecânica e, em consequência, a resistência ao desgaste. Admite-se que a têmpera aumenta a resistência ao desgaste do ferro fundido cinzento em valor até cinco vezes maior que à do ferro fundido cinzento perlítico.

O "revenido" é levado a efeito a temperaturas de acordo com a dureza final desejada, durante tempos, os quais, por razões práticas, são mantidos os mais curtos possíveis⁽⁷⁶⁾. Contudo, peças de formas complexas, com grandes diferenças de espessura

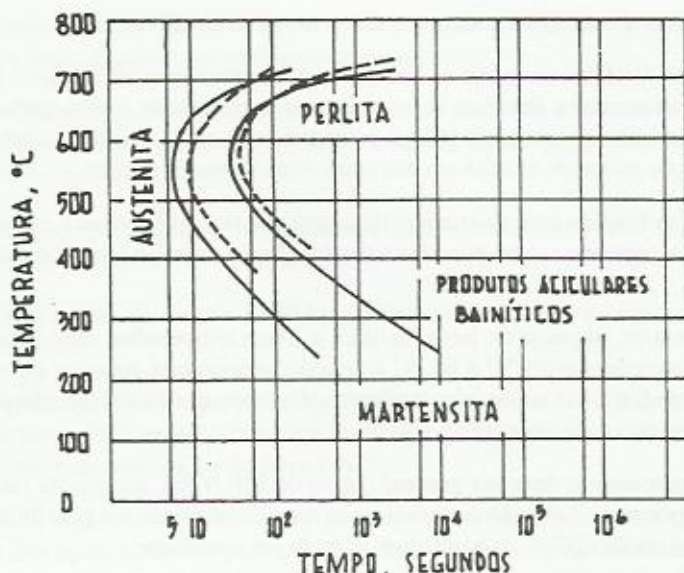


Fig.127 - Curva e Cpara ferro fundido cinzento contendo 3,75 Ct e 2,90 Si.
Linha cheia: grão fino; linha tracejada: grão grosseiro.

nas várias secções não podem ser aquecidas muito rapidamente, de modo que, nesses casos, recomenda-se mantê-las durante tempos mais longos a temperaturas mais baixas.

O resfriamento, após o revenido, deve ser lento, sobretudo quando se emprega no aquecimento as temperaturas mais elevadas. Essa técnica diminui as tensões residuais em peças de forma complexa.

A faixa de temperaturas varia de 120 °C a 600 °C⁽⁷⁶⁾.

Exemplos típicos de ciclos de têmpera e revenido para ferros fundidos cinzentos estão indicados na Tabela 31:

TABELA Nº 31

Ciclos típicos de têmpera e revenido para
ferros fundidos cinzentos

Objetivo	Temperatura e tempo de austenitização	Resfriamento	Ciclo de revenido
Máxima dureza	Pré-aquecimento a 650°C; aquecimento a 870°C; 24 min. por cm de secção	Até 120°C em óleo agitado	205°C, uma hora; resfriamento em ar tranquilo
Ótima resistência e tenacidade	Pré-aquecimento a 650°C; aquecimento a 870°C; 24 min. por cm de secção	Até 120°C em óleo agitado	400°C, uma hora; resfriamento em ar tranquilo

A Figura 128⁽⁷⁸⁾ mostra a tendência de queda da dureza e o comportamento da resistência à tração e ao choque em função da temperatura de revenido.

As curvas foram traçadas a partir de dados levantados em amostras de ferro fundido cinzento de baixo-silício, temperado a 870 °C em óleo.

Como se vê, o revenido melhora a resistência à tração e a tenacidade na faixa de temperatura entre 200 °C e 400 °C e 450 °C. As propriedades de fadiga não sofrem apreciável melhora.

2.3 Têmpera superficial – Como no caso dos aços, há muitas aplicações de peças de ferro fundido cinzento em que não há necessidade de uma têmpera total. Se, contudo, for desejável um endurecimento superficial para conferir a resistência ao desgaste e à abrasão, sem visar-se uma melhora geral da resistência mecânica do material, aplica-se a têmpera superficial, por chama ou indução.

Os métodos para aplicar-se a têmpera superficial são conhecidos e já foram estudados. Os resultados finais, no caso dos ferros fundidos, dependem da composição do material, sobretudo dos teores de carbono combinado e de silício.

Os ferros fundidos não ligados reagem bem à têmpera superficial. No caso dos ferros fundidos ligados com alta capacidade de endurecimento, a têmpera superficial não é muito recomendada⁽⁷⁶⁾.

O teor de silício deve ser mantido o mais baixo possível, dentro das possibilidades de aplicação do ferro fundido, porque esse elemento tende a elevar a temperatura crítica e reduzir o teor de carbono combinado.

Isso não significa que com maiores teores de silício não se possa praticar a

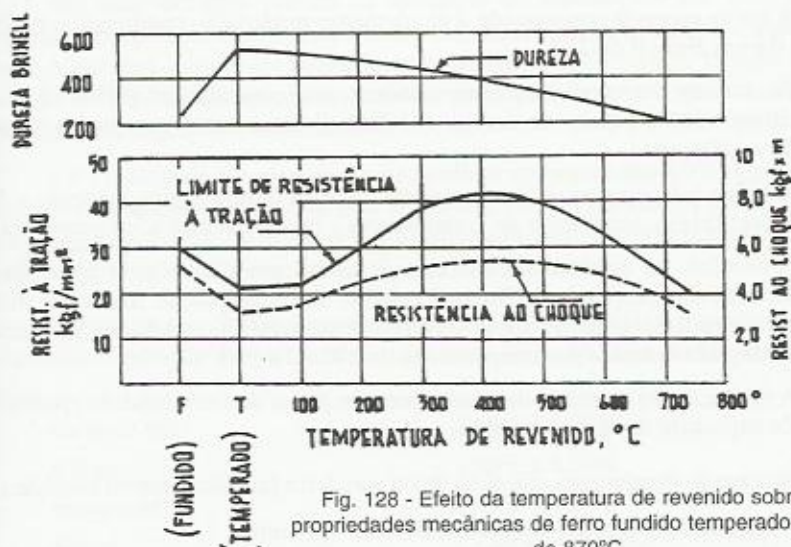


Fig. 128 - Efeito da temperatura de revenido sobre as propriedades mecânicas de ferro fundido temperado a partir de 870°C

têmpera superficial. É preciso, contudo, prestar atenção ao fato de que esses ferros fundidos de mais alto-silício – 1,75% ou acima – exigem temperaturas de austenitização mais elevadas, aumentando a possibilidade de "queima" do material ou sua fissuração no resfriamento posterior.

Como meio de resfriamento utiliza-se água à temperatura ambiente ou aquecida entre 32 °C e 43 °C, no caso de peças em que a fissuração, pelo choque térmico, pode constituir um problema.

O revenido posterior, quando necessário, pode resultar do próprio calor residual das peças, o qual pode elevar sua temperatura até a faixa de 150 °C a 370 °C. Ou, por outro lado, o revenido pode ser realizado pela aplicação de chama.

2.4 Tratamentos isotérmicos – As técnicas de austêmpera e martêmpera são idênticas as que se empregam nos aços, ou seja aquecimento acima da temperatura superior de transformação, entre 760 °C e 900 °C, para austenitização, onde as peças são mantidas o tempo suficiente para uniformização da temperatura. Segue-se o resfriamento nas condições típicas de cada um dos tratamentos isotérmicos.

A aplicação desses tratamentos, também denominados "têmpera a quente", faz-se principalmente nas peças de ferro fundido de forma complexa, as quais, no tratamento usual de têmpera, estão sujeitas a empenamento e fissuração. O tratamento em banhos quentes minimiza essas dificuldades.

As temperaturas dos banhos de resfriamento, na austêmpera, depende das curvas em C; portanto, da composição, dos ferros fundidos.

A Figura 129⁽⁷⁶⁾ mostra, esquematicamente, o diagrama de transformação isotérmica de um ferro fundido cinzento de baixo-silício e os produtos de transformação para quatro temperaturas diferentes.

A curva superior corresponde a recozimento isotérmico, resultando em perlita, com dureza Brinell de 202.

As curvas intermediárias correspondem aos constituintes perlita fina, de dureza Brinell 285 e bainita de dureza 401 Brinell. Essa curva caracteriza o tratamento de austêmpera.

A curva inferior que produz a martensita, com dureza correspondente a 500 Brinell, caracteriza o tratamento de "martêmpera"; ou seja, têmpera interrompida.

A escolha, na austêmpera, da faixa de temperatura abaixo do cotovelo da curva, depende das propriedades finais desejadas. Por exemplo, se se desejar máximas dureza e resistência ao desgaste, o resfriamento isotérmico deve ser conduzido em banho líquido mantido nas temperaturas de 230 °C a 290 °C.

A limitação do emprego de austêmpera em peças de ferro fundido cinzento é função da espessura das peças fundidas.

No caso da martêmpera, um ciclo típico para ferro fundido cinzento consiste em – aquecimento a cerca de 650 °C, durante 5 minutos;

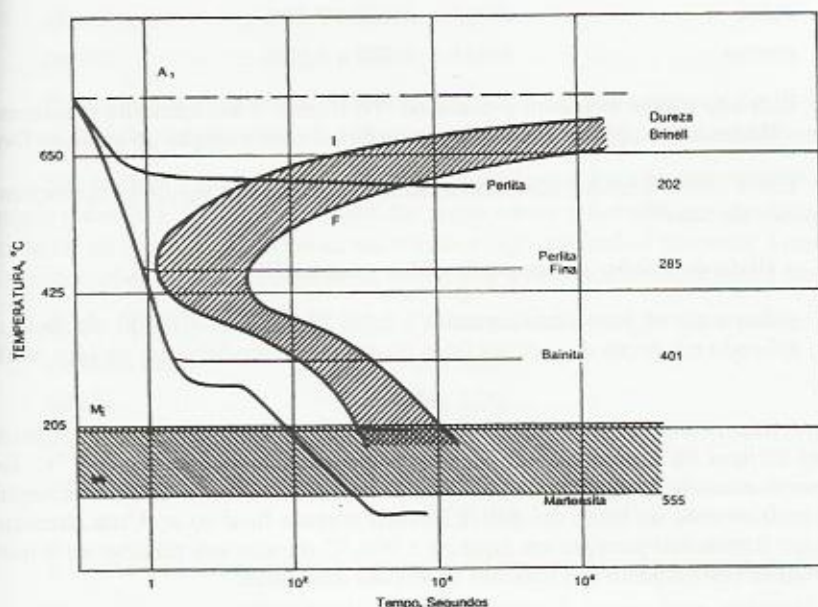


Fig.129 - Diagrama esquemático de transição isotérmica para um ferro fundido cinzento de baixo silício

- elevação da temperatura a 870 °C, onde as peças permanecem 8 minutos;
- resfriamento a 340 °C durante 1 minuto e resfriamento lento durante 1 hora, na faixa martensítica até a formação total da martensita e
- revenido final à dureza desejada.

Um bom exemplo prático da aplicação de martêmpera em ferro fundido cinzento corresponde a camisas de cilindro de parede fina para motores à gasolina ou diesel. A têmpera comum em peças desse tipo exige dispositivos de fixação adequados para minimizar empenamento. Nessas condições, a martêmpera torna-se um processo mais seguro e econômico⁽⁷⁶⁾.

2.5 Tratamento térmico de ferros fundidos cinzentos ligados – A presença de elementos de liga nos ferros fundidos cinzentos, mesmo em baixos teores, aumenta a sua endurecibilidade, de modo que o tratamento térmico desses materiais, em particular a têmpera, resulta em melhores propriedades finais.

Em relação aos ferros fundidos altamente ligados, os mais importantes são os resistentes à corrosão, os quais apresentam composição química dentro das seguintes faixas:

carbono total	2,40% a 3,00%
silício	1,00% a 6,00%
manganês	0,50% a 1,50%
níquel	13,50% a 36,00%

cobre	0% a 7,50% e
cromo	0% a 6,00%

Eles são conhecidos com o nome de "Ni-Resist" e sua estrutura é austenítica, semelhante à dos aços inoxidáveis austeníticos, com exceção do carbono livre.

Esses ferros fundidos são normalmente submetidos às seguintes operações de tratamento térmico⁽⁸⁰⁾:

- alívio de tensões das peças fundidas – entre 620 °C e 675 °C;
- recozimento para amolecimento – entre 980 °C e 1 040 °C, de meia a 5 horas; aplicado em peças de secções finas ou em peças fundidas em moldes metálicos e
- tratamento de estabilização a alta temperatura, aplicado em peças sujeitas a tensões cíclicas ou alternadas a temperaturas de serviço da ordem de 480 °C. Esse tratamento consiste em aquecimento a 760 °C durante um mínimo de 4 horas, seguindo-se resfriamento no forno até 540 °C e resfriamento final ao ar. Uma alternativa para esse tratamento consiste em aquecer a 900 °C durante um mínimo de 2 horas, seguindo-se resfriamento nas mesmas condições anteriores.

3. *Tratamentos térmicos de ferros fundidos brancos* – Os objetivos desses tratamentos térmicos são os seguintes:

- alívio de tensões e
- uniformização a refino da estrutura fundida.

Os tempos e as temperaturas de tratamento devem ser cuidadosamente controlados, para evitar grafitização e queda da dureza.

Recomenda-se, por exemplo⁽⁸¹⁾:

- 20 horas, no máximo, a 815 °C;
- 9 horas, no máximo, a 840 °C e
- 7 horas, no máximo, a 870 °C.

Esses valores se aplicam somente a ferros fundidos brancos contendo silício em torno de 0,50%, porque maiores teores de silício significam maiores riscos de grafitização e maior queda da dureza.

Um grupo importante de ferros fundidos brancos é conhecido por "Ni-Hard"⁽⁸²⁾.

Os tipos comuns (ASTM-A 532 IA, ASTM A 532 IB e ASTM A 532 IC) caracterizam-se por apresentarem a seguinte composição:

carbono total	2,90% a 3,70%
silício	0,80% máx.
manganês	1,30% máx.

níquel	3,30% a 4,00%
cromo	1,40% a 4,00%

Possuem alta resistência à abrasão e aplicam-se, por exemplo, em bolas de moinhos de bola, revestimento de cilindros, peças de bombas para lama etc.

Sua estrutura fundida é martensítica, de modo que o tratamento usual é aquecimento entre 205 °C e 315 °C, antes das peças serem colocadas em serviço. É um tratamento de revenido da estrutura martensítica cujo resultado é aumentar a resistência ao choque de 50% a 80% ou mais, sem afetar a dureza e a resistência à abrasão.

Outro tipo *Ni-Hard* é o ASTM A 532 ID cuja composição é a seguinte:

carbono total	2,5% a 3,6%
silício	1,0% a 2,2%
manganês	1,3% máx.
níquel	5,0% a 7,0%
cromo	7,0% a 11,0%

e possui a maior resistência à tração e ao choque de todo o grupo *Ni-Hard*.

Nesse tipo, a quantidade de austenita retida é maior. Para reduzi-la e ao mesmo tempo aumentar a quantidade de martensita de modo a elevar a dureza final acima de 650 Brinell, pode-se aplicar um resfriamento subzero, a -73 °C, durante mais de 1 hora, seguindo-se o revenido.

Outro tratamento recomendado é o aquecimento entre 760 °C – 790 °C durante 8 horas, seguido de resfriamento ao forno a velocidade não superior a 28 °C/h, seguindo-se revenido⁽⁸²⁾.

4. *Tratamento térmico de ferros nodulares* – Esses materiais são obtidos a partir de ferros fundidos cinzentos em que se faz adições de determinadas substâncias como magnésio, cério e outras. Caracterizam-se por apresentar grafita em forma de pequenas esferas, num fundo de ferrita e perlita, microestrutura essa que lhes confere ductilidade, resistência mecânica e tenacidade.

Eles são geralmente submetidos aos seguintes tratamentos térmicos:

- alívio de tensões;
- recozimento e normalização e
- têmpera e revenido.

O "alívio de tensões" é realizado de acordo com a seguinte faixa de temperaturas:

- 510 °C a 565 °C, para ferros fundidos nodulares comuns;
- 565 °C a 590 °C, para ferros fundidos nodulares com baixo teor de ligas;
- 590 °C a 650 °C, para ferros fundidos nodulares com elementos de liga em altos teores e

– 620 °C a 675 °C, para ferros fundidos nodulares do tipo austenítico.

O tempo recomendado é de 24 minutos mais 24 minutos por centímetro de secção.

As peças devem ser esfriadas no interior do forno até 290 °C, podendo depois serem resfriadas ao ar.

Esse tratamento térmico é aplicado quando não há necessidade de outros tratamentos.

O "recozimento" é aplicado quando se deseja as máximas ductilidade e usinabilidade, ainda que com sacrifício da resistência mecânica. Resulta uma microestrutura composta de ferrita e grafita esferoidal.

A "normalização" aplica-se sobretudo nos tipos mais resistentes, ou seja perlíticos ou ferrítico-perlíticos.

A Tabela 32 indica as práticas recomendadas para recozimento e normalização de peças de ferro fundido nodular (ou dúctil)⁽⁷⁶⁾.

A Tabela 33⁽⁷⁹⁾ mostra o efeito da normalização nos tipos ferrítico-perlíticos e perlíticos:

Em ferros fundidos nodulares ligados, a normalização é usualmente seguida de revenido, para reduzir a dureza e remover as tensões residuais.

Os ferros fundidos nodulares prestam-se muito bem às operações de "têmpera" e "revenido", resultando em excelentes resistência mecânica e dureza.

A Tabela 34⁽⁷⁶⁾ mostra os ciclos de têmpera e revenido de ferros fundidos nodulares.

A Figura 130⁽⁷⁸⁾ mostra o efeito da temperatura de austenitização na dureza de ferro fundido nodular no estado temperado.

As amostras utilizadas para o traçado das curvas apresentavam a forma de cubos de meia polegadas; elas foram aquecidas durante 1 hora e resfriadas em água.

Nota-se que as máximas durezas foram obtidas na faixa de temperaturas de austenitização entre 840 °C e 870 °C; acima de 925 °C, a dureza decresceu pela quantidade de austenita que resultou no material.

A Figura 131⁽⁷⁸⁾ mostra a influência da temperatura de revenido sobre as propriedades mecânicas de ferro fundido nodular temperado a 870 °C e revenido durante 2 horas.

Os dados que permitiram traçar as curvas da figura foram obtidos em amostras de quatro corridas que produziram ferro nodular dentro da seguinte faixa de composição:

TABELA Nº 32

Práticas recomendadas para recozimento e normalização de peças de ferro fundido dúctil

Tipo de recozimento	Objetivos ^(a)	Temperatura °C	Tempo	Ciclo de resfriamento
Baixa temperatura (ferritização)	Na ausência de carbonetos. Nos tipos 60-45-12 e 60-40-18	720 a 730	24 min. por cm de seção transversal	No forno (55°C/h) até 340°C. No ar, em seguida
Recozimento pleno (para material de baixo silício)	Na ausência de carbonetos. No tipo 60-40-18 com máxima resistência ao choque a baixa temperatura	870 a 900	O suficiente para homogeneização da temperatura	No forno (55°C/h) até 340°C. No ar, em seguida
Alta temperatura (grafitização)	Na presença de carbonetos. Nos tipos 60-45-12 e 60-40-18	900 a 925	2 horas mínimo	No forno (110°C/h) até 700°C. Manter durante 2 horas. No forno a 55°C/h até 340°C. No ar
Grafitização e ferritização em dois estágios	Na presença de carbonetos. Nos tipos 60-45-12 e 60-40-18 onde o resfriamento rápido é prático	870 a 900	24 min. por cm de seção transversal	Resfriamento rápido até 675/700°C. Reaquecimento a 730°C, 48 min. por cm de seção transversal. Resfriamento ao ar.
Normalização e alívio de tensões de revenido	Na presença de carbonetos. Nos tipos 100-70-03 e 80-55-06	900 a 925	2 horas mínimo	Resfriamento ao ar com ventiladores. Revenir entre 540° a 650°C. Resfriamento no forno até 340°C a 55°C/h. Resfriamento no ar.
(a) Os números indicativos dos tipos correspondem aos valores mínimos de resistência à tração e limite de escoamento (ou limite 0,2) em libras por polegada quadrada e ao alongamento (última cifra) em porcentagem.				

TABELA Nº 33

Efeito da normalização em dois tipos de ferros nodulares

Tipo	Estado	Limite 0,2 MPa	Limite resist. à tração MPa	Alongamento %	Dureza Brinell
Ferrítico-perfítico	Fundido bruto	252	540	10	181
	Normalizado	438	740	5	254
Perfítico	Fundido bruto	427	720	3	250
	Normalizado	499	850	5	274

TABELA Nº 34

Ciclos típicos para têmpera e revenido de ferros dúcteis

Objetivos	Temperatura e tempo de austenitização	Resfriamento ^(a)	Ciclo de revenido
Para obter o tipo 120-90-02	900°C; 24 min. por cm de secção	Em óleo agitado 10 minutos	480°C, 2 horas. Resfriamento no forno até 340°C. Resfriamento ao ar
Para obter o tipo 100-70-03	900°C; 24 min. por cm de secção	Em óleo agitado 10 minutos	565°C, 2 horas. Resfriamento no forno até 340°C. Resfriamento ao ar
Alternativa para o tipo 100-70-03	900°C; 24 min. por cm de secção	Ao ar	Resfriamento ao ar até 340°C
Preparo do ferro nodular para têmpera superficial	900°C; 24 min. por cm de secção	Em óleo agitado 10 minutos	650°C, 2 horas. Resfriamento no forno até 340°C. Resfriamento ao ar

(a) A temperatura do óleo deve ser controlada na faixa de 40° a 65°C.

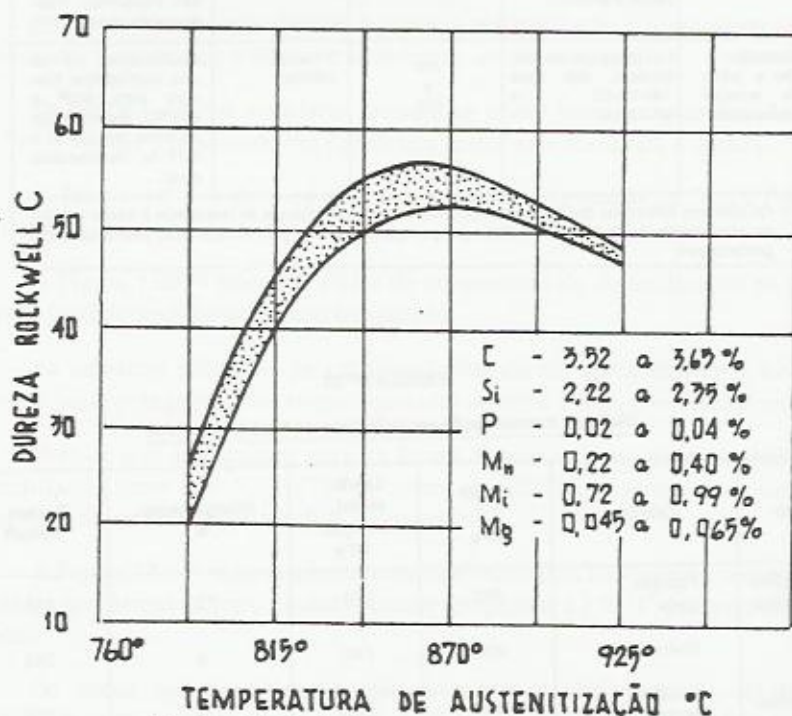


Fig. 130 - Influência da temperatura de austenitização na dureza de ferro fundido nodular

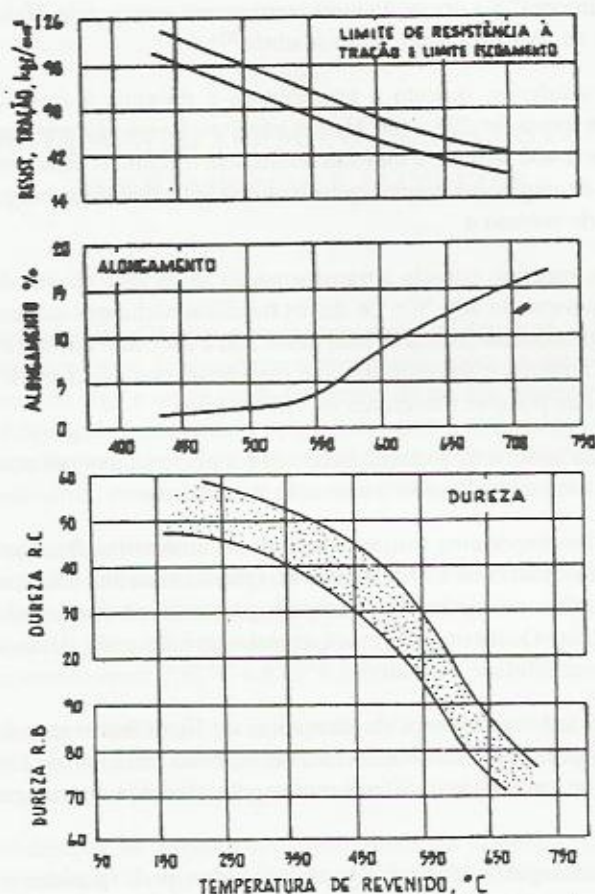


Fig. 131 - Efeito da temperatura de revenido sobre as propriedades mecânicas de ferro fundido nodular temperado

carbono	3,25 a 3,68
silício	2,28 a 2,53
fósforo	0,02 a 0,04
manganês	0,22 a 0,41
níquel	0,69 a 0,99 e
magnésio	0,045 a 0,065

Finalmente, os tratamentos isotérmicos de "austêmpera" e "martêmpera" podem ser aplicados nos ferros fundidos nodulares, porque suas curvas em C o permitem. O efeito dos elementos de liga é mais ou menos semelhante ao que ocorre nos aços.

A "austêmpera" é a operação mais comumente empregada. Nela, dependendo da temperatura de transformação, pode-se obter⁽⁸³⁾:

- bainita inferior, quando a temperatura é próxima à formação inicial de martensita (em torno de 205 °C). Nesse caso, os ferros dúcteis apresentam alta dureza, superior a 400 Brinell, e elevada resistência mecânica. Tais propriedades são desejáveis, por exemplo, em engrenagens e outras aplicações que exigem resistência a altas tensões de contato e

- bainita superior, quando a transformação se dá logo abaixo do cotovelo da curva em C (em torno de 400 °C). Os ferros fundidos nodulares austemperados nessas condições apresentam dureza Brinell entre 260 a 350. São dúcteis e tenazes, com boa resistência à fadiga e ao desgaste. São razoavelmente usináveis e entre as aplicações importantes pode-se mencionar os virabrequins.

Nos ferros nodulares, a reação bainítica é mais lenta que nos aços, o que deve ser levado em conta ao realizar-se a operação de austêmpera.

Outro fator importante é a temperatura de austenitização. Essa está, geralmente, localizada na faixa de 815 °C a 925 °C. Quanto mais alta a temperatura, maior a solução de carbono na austenita, o que pode provocar, no final, maior quantidade de austenita retida. Ocorre também um crescimento de grão da austenita, o que aumenta a endurecibilidade do material.

Por outro lado, a presença de elementos de liga afeta o teor de carbono da austenita, pois eles influem na solubilidade do carbono. Silício, por exemplo, reduz a solubilidade que, ao contrário, é aumentada pela presença de manganês, cromo e molibdênio.

A "têmpera superficial", por indução ou chama, pode igualmente ser aplicada nos ferros nodulares, com os mesmos efeitos positivos que nos aços. Prefere-se, para esse tipo de tratamento, os nodulares do tipo perlítico 80-60-03 e 100-70-03, os quais endurecem na superfície mais facilmente.

5. Conclusões parciais – O avanço da tecnologia do tratamento térmico, assim como a importância dos ferros fundidos, tornaram praticamente necessário o emprego de tratamento térmico nessas ligas, as quais, no passado, eram normalmente utilizadas apenas fundidas. Essa possibilidade surgiu também pela utilização de novos tipos de ferros fundidos. Além disso, não há a menor dúvida que a aplicação de tratamento térmico nos vários tipos dessas ligas tem sido muito positiva, permitindo ainda ampliar-se o campo de suas aplicações.

XII

TRATAMENTO TÉRMICO DOS AÇOS PARA FERRAMENTAS E MATRIZES

1. *Introdução*⁽⁸³⁾ – Os aços para ferramentas e matrizes são classificados em diversos grupos, conforme suas características e aplicações. A maioria desses aços possui elementos de liga e exige cuidados especiais no seu tratamento térmico. As temperaturas empregadas, nessas operações, abrangem a mais larga faixa entre todos os produtos metalúrgicos, desde temperaturas superiores a 1 250 °C, no aquecimento, até, eventualmente, temperaturas abaixo de zero no resfriamento.

As elevadas temperaturas são necessárias para garantir uma maior solubilização na austenita dos inúmeros carbonetos complexos existentes em alguns desses aços. Nesses casos, para evitar excessivo crescimento de grão e reduzir o choque térmico, toma-se como precaução aquecer o aço em duas ou três etapas. O mais comum é um preaquecimento entre 700 °C e 870 °C.

Às vezes, recomenda-se um duplo preaquecimento: num primeiro forno, entre 540 °C e 650 °C e em outro forno, entre 845 °C e 870°C, após o que se faz a transferência para o forno mantido à temperatura final de tratamento.

A solubilização do excesso de constituintes na austenita exige um aquecimento lento e uniforme acima da faixa de transformação. A velocidade de resfriamento subsequente é função das transformações estruturais e propriedades desejadas.

Os fornos empregados devem possuir atmosfera controlada, para evitar decarbonetação, a qual afetaria a qualidade das ferramentas, em vista dos aços possuírem sempre carbono elevado. Fornos de banhos de sal são indicados pelas mesmas razões.

2. *Tratamentos térmicos* – Serão abordados os seguintes:

2.1 *Recozimento* – Os aços para ferramentas apresentam, logo após a laminação ou forjamento, uma dureza elevada a uma estrutura constituída ou de rendilhados de carbonetos ou de natureza mista com bainita, martensita e austenita retida.

A dureza elevada e as estruturas mencionadas tornam o material inadequado para conformação posterior, por usinagem, por exemplo, de modo que geralmente o próprio fabricante deve colocar o aço em condições de poder ser trabalhado, para o que é necessário o seu recozimento. Na condição recozida, pois, esses aços são fornecidos pelos fabricantes.

Procura-se, pelo recozimento, obter-se uma estrutura uniforme e esferoidizada que facilita a usinagem, a qual é, de fato, a principal operação de acabamento desses materiais.

É possível ainda que, antes do recozimento, para certos tipos de aços-ferramenta, seja necessária uma normalização, pois a estrutura prévia, no estado forjado ou laminado pode ser de natureza tal a impedir a obtenção de estrutura uniforme pelo recozimento.

Para que o recozimento seja bem-sucedido, é importante conhecer-se as curvas em C dos vários tipos de aços para ferramentas porque, como se sabe, elas permitem determinar de modo mais preciso as temperaturas de transformação da austenita e as velocidades de resfriamento para obtenção das estruturas mais moles.

Um exemplo relacionado com o aço tipo L3 (1,0 C e 1,5 Cr) permite elucidar melhor a matéria. A Figura 132 representa a parte superior do diagrama TTT para esse aço⁽⁸⁴⁾:

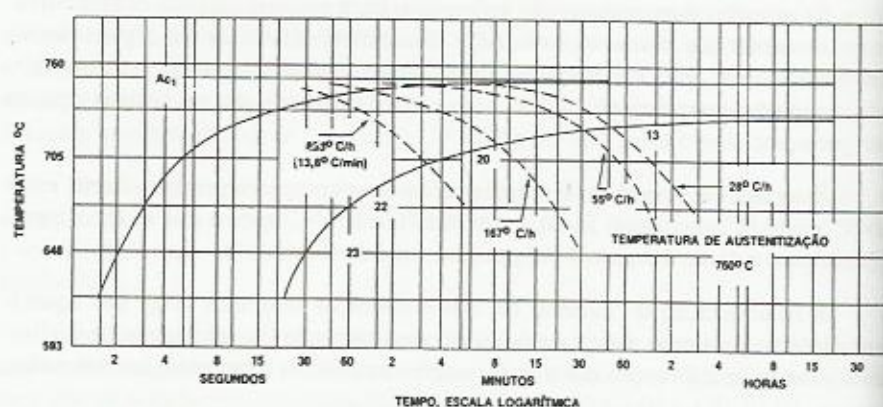


Fig. 132 - Parte superior da curva em C de aço L3 para ferramentas para fins especiais

Nota-se que a estrutura mais mole se forma em torno de 730 °C; rigorosamente o tempo necessário para que a transformação se complete é superior a 15 horas. Contudo, com 2 a 4 horas, ou seja com velocidade de resfriamento equivalente mais ou menos a 28 °C/h pode-se considerar que tenha havido transformação suficiente.

Deve-se observar o fato de que se o aço for retirado do forno antes da transformação completar-se, resfriando-se em seguida ao ar, a austenita ainda não transformada irá transformar-se a temperatura inferior, onde o tempo para a transformação é menor. Resultará uma microestrutura constituída de produto mole, formado a 730 °C e produto mais duro formado na temperatura mais baixa. A dureza dessa estrutura é muito superior à desejada no aço recozido.

Desse modo, a técnica de resfriamento, a ser empregada, pode ser assim resumida: transformar na faixa de temperatura elevada ou seja a 730 °C, durante 3 a 4 horas; em seguida, baixar a temperatura do forno a cerca de 705 °C onde o aço permanecerá durante 1 hora, resultando em produto de transformação de dureza Rockwell 20 RC. Assim, em menos de 5 horas, obtém-se um produto de transformação de dureza razoável para usinagem posterior.

Depois que a transformação estiver completada, o resfriamento lento deve prosseguir no interior do forno até cerca de 530 °C e em seguida, resfria-se ao ar.

A técnica de recozimento descrita nada mais é que a correspondente a recozimento isotérmico, que apresenta a vantagem de economizar tempo.

Um ciclo típico para recozimento isotérmico de um aço para ferramentas comum, com 1% de carbono é o seguinte⁽⁸⁵⁾:

1 – Aquecimento entre 730 °C a 760 °C; manutenção a essa temperatura até que a estrutura consista de austenita com carboneto não-lamelar (esferoidizado) e

2 – resfriamento na faixa 675 °C/705 °C; onde o material é mantido entre 1 a 5 horas, até que se atinja o necessário amolecimento.

Normalmente, entretanto, a técnica de recozimento é pelo resfriamento contínuo, o qual pode ser acompanhado na figura anterior 132, onde às curvas em C de transformação foram superpostas curvas de resfriamento de diversas velocidades.

O traçado dessas curvas foi obtido mediante o aquecimento de pequenas amostras até a temperatura de austenização, seguido de resfriamento às velocidades especificadas para total transformação, seguindo-se resfriamento final em água. Foram levantados valores de dureza e analisada a microestrutura.

A Tabela 35⁽⁸⁴⁾ apresenta os valores de dureza:

TABELA Nº 35

Dados obtidos pelo resfriamento contínuo de aço tipo L3

Resfriados em água das temperaturas °C	Dureza R.C. às velocidades			
	833°/h	67°/h	55°/h	28°/h
732	—	63	63	58
718	65	62	32	16
705	32	20	19	14(*)
690	22	17(*)	15(*)	14
675	20(*)			
662	20			
(*) totalmente transformado				

Durante o resfriamento contínuo, o fim da transformação dá-se a uma temperatura abaixo da intersecção da curva de resfriamento com a curva em C de fim de transformação (temperatura essa inferior a 10 °C abaixo da curva de fim de transformação).

Desse modo; ou seja, superpondo curvas de resfriamento selecionadas sobre as curvas em C dos aços em estudo e observando os pontos de intersecção com curvas de fim de transformação, tem-se a velocidade adequada a ser adotada no recozimento contínuo e a temperatura em que se pode iniciar o resfriamento mais rápido após o ciclo inicial de resfriamento lento.

2.2 Alívio de tensões – Essa operação é realizada para aliviar as tensões internas originadas em operações de conformação a frio ou usinagem. Reduz-se, desse modo, os riscos de empenamento ou fissuração durante a têmpera subsequente.

A faixa de temperatura vai de 595 °C a 720 °C, dependendo do tipo de aço, logo abaixo da temperatura crítica. O resfriamento deve ser no forno, em geral, sem necessidade de emprego de atmosfera protetora. O resfriamento pode ser feito igualmente em cal ou cinzas.

Freqüentemente, o tratamento é realizado em barras redondas de aço rápido, trefiladas a frio, antes de sua usinagem.

2.3 Normalização – A normalização dos aços para ferramentas e matrizes tem os mesmos objetivos que para outros tipos de aços; ou seja, uniformizar a estrutura, regularizar o tamanho de grão e, no caso específico desses aços, criar condições para que as peças sejam submetidas a tratamentos térmicos posteriores.

A uniformização da estrutura pela normalização é necessária, porque, antes dessa operação, ela pode ser constituída, como já se viu, de redondilhados de carbonetos ou de uma mistura de bainita, martensita e austenita ou, ainda, de faixas ou redondilhado de perlita mais ferrita muito grosseira, carbonetos grosseiros e austenita residual⁽⁸⁴⁾.

A distribuição irregular da ferrita pode ser eliminada a uma temperatura ligeiramente superior à A_3 do aço, geralmente entre 790 °C e 900 °C.

A perlita grosseira é reduzida com temperatura pouco acima de A_1 , em torno de 760 °C.

A rede de carbonetos exige, para sua eliminação, temperaturas mais elevadas de modo a dissolver ou aglomerar os carbonetos maciços, geralmente entre 840 °C e 935 °C.

Finalmente, para eliminar a austenita residual, é preciso aquecer a uma temperatura de cerca de 28 °C acima de A_3 , geralmente entre 815 °C e 970 °C.

A normalização é geralmente praticada em peças forjadas de aço para ferramentas; contudo, não é necessária nos aços que foram previamente recozidos pelos fabricantes, a não ser que tenham sido em seguida forjados.

Os aços com teores de elementos de liga muito elevados, com elevada endurecibilidade e que, portanto, podem endurecer se resfriados ao ar, não devem ser normalizados. É, por exemplo, o caso de aços rápidos.

2.4 Têmpera e revenido – Essas são as operações de tratamento térmico mais importantes nos aços para ferramentas e matrizes.

Alguns tipos desses aços exigem temperaturas muito elevadas de austenitização, de modo que, como já se mencionou, é necessário realizar o seu aquecimento em mais de uma etapa, com o que ficam diminuídos os riscos de choque térmico, além de diminuída a tendência de acentuado crescimento de grão.

No aquecimento dos aços para ferramentas para a têmpera, algumas precauções devem ser tomadas⁽⁸⁵⁾:

- para conseguir-se endurecimento total, deve haver suficiente solução de carbonetos; contudo, uma dissolução excessiva de carbonetos pode resultar em maiores quantidades de austenita residual;

- para garantir-se suficiente tenacidade, é necessário manter o tamanho de grão num mínimo, dentro das possibilidades práticas de aquecimento e

- é necessário controle rigoroso das reações superficiais durante o aquecimento, sobretudo descarbonetação, porque se houver descarbonetação superficial, a região superficial do aço não endurecerá suficientemente ou, no resfriamento, a transformação dessa zona pode ocorrer a uma temperatura materialmente mais elevada do que no centro do aço. Em consequência, além das tensões normais que surgem durante o resfriamento da têmpera, outras tensões, às vezes, mais elevadas, aparecem, podendo resultar em fissuração do aço. A oxidação constitui outro problema, pois a casca de óxido que se forma pode alterar a velocidade de resfriamento, nessa etapa da têmpera impedir que se atinja a necessária profundidade de endurecimento.

Os meios geralmente empregados para controlar essas reações superficiais consistem na utilização de atmosferas controladas, vácuo ou banho de sal ou de chumbo derretido.

Os banhos de sal são considerados, principalmente para os aços rápidos, os melhores meios de aquecimento, pois eliminam praticamente todos os riscos de descarbonetação, formação de casca de óxido e, eventualmente, carbonetação. Do mesmo modo, são os melhores meios para ferramentas que não podem ser retificadas após a têmpera e o revenido ou para ferramentas que exigem as melhores condições superficiais e a manutenção de gumes cortantes.

Esses meios são empregados para a inteira faixa de temperaturas de austenitização, desde 760 °C até 1 300 °C.

Os banhos de chumbo são satisfatórios para a faixa de temperaturas de 760 °C a 925 °C.

É muito importante um adequado suporte da ferramenta durante seu aquecimento.

A atmosfera protetora nos fornos comuns deve ser constantemente controlada e os banhos de sal constantemente retificados.

A Tabela 36⁽⁸⁵⁾ mostra composições típicas e faixas recomendadas de temperatura de operação de misturas de sais utilizados no tratamento térmico de aços para ferramentas.

Essas misturas são classificadas em três grupos: sais para baixa temperatura, sais para temperatura média e sais para temperaturas elevadas.

Os sais para baixas temperaturas são empregados entre 540 °C e 595 °C e são destinados às operações de revenido; esses aços, às temperaturas superiores a 565 °C e 595 °C atacam as peças e os recipientes dos banhos de sal. As peças introduzidas nesses banhos devem ser cuidadosamente limpas de óleo, salmoura, casca de óxido ou fuligem.

Tabela Nº 36 - Composição nominal de misturas de sais para tratamento térmico

Porcentagem em peso									Ponto de Fusão aproximado °C	Faixa recomendada de aquecimento °C
NaCl	KCl	BaCl ₂	NaNO ₂	NaNO ₃	KNO ₃	CaCl ₂	NaCN	Na ₂ CO ₃		
Sais para baixa temperatura										
-	-	-	(a)	40 a 50	50 a 60(a)	-	-	-	143	163 a 650
-	-	-	40 a 50	-	50 a 60	-	-	-	226	260 a 650(b)
-	-	-	96 min.	-	-	-	-	-	371	400 a 650(b)
Sais para baixa temperatura Intermediárias										
30 a 40	(a)	-	-	-	-	-	15 a 40	30 a 50	550	621 a 815
15 a 25	-	25 a 35	-	-	-	-	-	-	482	510 a 760
45 a 55	45 a 55	-	-	-	-	-	-	-	676	732 a 899
15 a 25	20 a 30	50 a 60	-	-	-	-	-	-	593	676 a 926
20 a 30	-	70 a 80	-	-	-	-	-	-	704	760 a 926
10 a 20	-	80 a 90	-	-	-	-	-	-	760	815 a 1093
Sais para temperatura elevadas										
-	-	96 min.	-	-	-	-	-	-	982	1030 a 1340
4 a 8	-	92 a 96	-	-	-	-	-	-	871	954 a 1260

(a) Qualquer um dos materiais marcados por (a) ou qualquer mistura dos dois materiais podem aparecer na porcentagem mostrada para um material.

(b) Os materiais não devem ser operados acima de 593°C, pois atacam as peças e o recipiente.

(c) Este material é higroscópico e deve ser adicionado a sal fundido com muito cuidado.

Os sais para temperaturas médias são empregados de 540 °C a 900 °C. Os banhos contendo cloretos são geralmente os preferidos. Um pormenor que deve ser levado em conta é que, embora as misturas de cloretos sejam inertes em relação ao aço, elas gradualmente se oxidam, formando oxicletores e, logo a seguir, óxidos e carbonatos que tendem a descarboxetar o aço. Para evitar essa tendência, adiciona-se substâncias retificadoras ao banho, tais como ácido bórico, borato de sódio (bórax) fundidos, as quais transformam os óxidos e carbonatos e metaboratos estáveis facilmente removíveis.

Os sais para altas temperaturas são empregados na faixa de 980 °C a 1 315 °C. São principalmente utilizados na têmpera dos aços rápidos. A retificação desses banhos de sal para prevenir que descarboxetem o aço é feita com silício ou carbono.

No que se refere a "atmosferas controladas" em fornos tipos mufla para aquecimento dos aços para ferramentas, tanto para têmpera como para recozimento ou normalização, as atmosferas protetoras usuais já foram descritas.

Freqüentemente para proteção superficial emprega-se a técnica de empacotamento das peças, as quais são colocadas em um recipiente contendo uma substância adequada e completamente vedado. Os materiais protetores incluem carvão vegetal, coque de piche, arcia, partículas de alumina, cavaco de ferro fundido, mica e compostos de cementação.

Os "meios de resfriamento" empregados na têmpera variam desde a água, ou preferivelmente a salmoura até os banhos de sal e, eventualmente, meios para tratamento subzero, esses últimos para reduzir a quantidade de austenita residual.

A salmoura, ou seja água com adições geralmente de 5% a 12% de cloreto de sódio, é empregada apenas nos aços temperáveis em água, cuja capacidade de endurecimento é relativamente baixa.

Os óleos são os meios mais importantes, porque a maioria dos aços desse grupo é temperada em óleos, os quais são de natureza mineral.

Segue-se o ar, de maior velocidade de resfriamento que os óleos e os banhos de sal, de menor velocidade de resfriamento. Esses meios são empregados a uma grande variedade de aços temperáveis em óleo ou ao ar. Os banhos de sal são principalmente aplicados na têmpera dos aços rápidos. Para essa aplicação eles são constituídos de misturas de cloreto de sódio e cloreto de potássio e operam na faixa de temperaturas de 590 °C a 650 °C.

Finalmente, os meios de resfriamento subzero incluem câmaras de congelamento e, mais freqüentemente, líquidos de baixa temperatura, como misturas de substâncias tais como acetona e gelo seco (-73 °C) ou gases liquefeitos como nitrogênio (-196 °C), oxigênio (-183 °C), hélio (-269 °C) ou hidrogênio (-253 °C). Prefere-se um dos três primeiros, porque o emprego do hidrogênio acarreta perigo de explosão.

O resfriamento subzero é feito logo a seguir ao resfriamento à temperatura ambiente (ao ar, óleo ou água). Deve-se evitar manutenção do aço à temperatura ambiente durante tempo excessivo, porque nesse caso há uma tendência de estabilização da austenita retida. Pelo mesmo motivo, não se deve revenir o aço antes do resfriamento subzero.

Como se sabe, a retenção da austenita é influenciada pela presença de elementos de liga no aço, os quais rebaixam as linhas M_s e M_f , essa última podendo localizar-se abaixo de zero grau.

Por outro lado, a quantidade de austenita residual depende do processo de resfriamento adotado na têmpera, como a Tabela 37 mostra, para aço com 1,0 C, 1,5 Cr e 0,2 V, austenitizado a 843 °C⁽⁸⁵⁾.

O "revenido" é outra operação importante e indispensável nos aços para ferramentas e matrizes, para conferir-lhes as propriedades finais. Em determinados tipos de aços, com altos teores de elementos de liga como os aços rápidos, o revenido provoca o "endurecimento secundário", a ser estudado mais adiante, de grande significado prático, pois confere a esses aços a chamada "dureza a quente".

A faixa de temperaturas do revenido é extensa, desde temperaturas relativamente baixas, da ordem de 120 °C a 350 °C, para aço-carbono com baixos teores de elementos de liga, até temperaturas da ordem de 600 °C a 650 °C, para os aços altamente ligados.

Tabela Nº 37

Efeito do processo de resfriamento na quantidade de austenita retida

Tratamento	Quantidade de austenita retida %
Resfriamento em água a 20°C	5,8
Resfriamento em óleo a 20°C	7,0
Resfriamento em banho de sal a 230°C e ao ar 20°C	10,6
Resfriamento em banho de sal a 230°C e em água a 20°C	6,1

Uma importante propriedade afetada pelo revenido é a tenacidade. Esse assunto já foi tratado no capítulo referente a tratamentos térmicos mais especificamente ao revenido.

No caso dos aços-carbonos para ferramentas, essa propriedade é determinada pelo ensaio de impacto sob torção.

A Figura 133 mostra o efeito da temperatura de revenido sobre as propriedades de impacto sob torção de um aço contendo 1,10% de carbono:

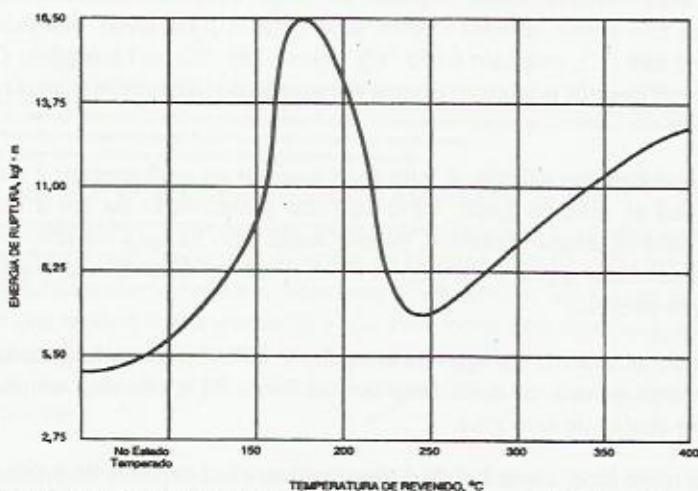


Fig. 133 - Efeito da Temperatura de revenido sobre as propriedades de impacto sob torção de um aço com 1,10% de carbono.

Note-se que, entre 230 °C. e 280 °C, há uma queda repentina da tenacidade, fenômeno esse que alguns autores chamam de "fragilização a 260 °C" e atribuem quer a uma decomposição da austenita retida, quer a uma coagulação de partículas de carboneto a um determinado tamanho crítico ou ainda à formação de películas de cementita nos contornos de grão da martensita⁽⁸⁵⁾.

Em alguns tipos do grupo, costuma-se aplicar mais de um revenido, sobretudo nos aços que, no estado temperado apresentam martensita tetragonal altamente ligada e carbonetos residuais não dissolvidos.

2.5 Tratamentos isotérmicos – A "martêmpera" é o tratamento isotérmico, às vezes, empregado em certas peças de aço rápido. Nesse caso particular, consiste em resfriamento em banho de sal mantido à temperatura entre 540 °C e 650 °C, seguindo-se resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

2.6 Nitretação – Aplica-se em alguns tipos de aços rápidos para melhorar sua resistência ao desgaste e ao empenamento.

Usualmente, a técnica é levada a efeito em banhos de sal que consistem de misturas de cianeto de sódio e de potássio (60:40 ou 70:30), mantidos a temperaturas entre 455 °C e 595 °C onde as peças são colocadas por cerca de 2 horas⁽⁸⁵⁾.

3. Aços para ferramentas, matrizes e seus tratamentos térmicos específicos – Os aços para ferramentas e matrizes compreendem os seguintes grupos:

- aços temperáveis em água;
- aços para trabalho a frio ou indeformáveis;
- aços resistentes ao choque;
- aços para trabalho a quente e
- aços rápidos.

3.1 Tratamento dos aços temperáveis em água⁽⁸⁶⁾ – São aços cujo teor de carbono varia de 0,60% a 1,40%, com manganês e silício equivalentes a 0,25%; os de melhor qualidade apresentam ainda cromo de 0,25% a 0,50% e vanádio de 0,25% a 0,50%. São classificados pela SAE e AISI com a letra "W".

Comparados com outros aços para ferramentas, sua endurecibilidade é baixa; porém sua tenacidade, usinabilidade e resistência ao desgaste são relativamente boas.

Pela sua baixa capacidade de endurecer, devem ser temperados em água ou salmoura. Contudo, ferramentas pequenas, com seções finas, podem ser temperadas em óleo, com o que se diminuiu os riscos de empenamento ou fissuração.

3.1.1 Reçoimento – Esses aços são recebidos dos fabricantes no estado recozido, de modo que esse tratamento é só executado pelo consumidor, quando o aço for

forjado ou conformado a frio, para que possa ser usinado mais facilmente, para que se eliminem as tensões internas e para que se confira a eles uma estrutura adequada à têmpera.

O recozimento visa, em resumo, baixar a dureza do aço para facilitar sua usinagem, mudar a microestrutura, alterando pois as características de usinabilidade, eliminar as tensões originadas na sua conformação mecânica e produzir uma microestrutura adequada para a têmpera.

O aquecimento é feito em fornos com atmosfera controlada ou em fornos comuns com proteção contra descarbonetação, colocando-se, por exemplo, as peças no interior de um recipiente contendo substância inerte.

As temperaturas e os tempos de aquecimento dependem do teor de carbono, recomendando-se a seguinte prática⁽⁸⁴⁾:

– aços com 0,60% C a 0,90% C – recozer entre 740 °C e 760 °C, durante 1 a 4 horas (1 hora para secções leves ou cargas pequenas nos fornos; 4 horas para secções pesadas ou grandes cargas nos fornos); segue-se resfriamento no forno até 510 °C, à velocidade de 22 °C/h; em seguida, resfriamento ao ar e

– aços com 0,90% C a 1,40% C – recozer entre 760 °C a 790 °C com tempo a velocidade de resfriamento idênticos aos anteriores.

A dureza final após o recozimento situa-se na faixa de 156 a 201 Brinell.

3.1.2 *Normalização* – Essa operação é aplicada nesses aços, preferivelmente ao recozimento, depois do forjamento ou antes de temperar com o fim de uniformizar e refinar a estrutura.

A prática de normalização é a seguinte⁽⁸⁵⁾:

– aços com 0,60% a 0,75% C – 815 °C;

– aços com 0,75% a 0,90% C – 790 °C;

– aços com 0,90% a 1,10% C – 870 °C e

– aços com 1,10% a 1,40% C – 870 °C a 925 °C

O tempo à temperatura é de 15 minutos para secções leves e de 1 hora para secções pesadas. O resfriamento é ao ar.

Durante o aquecimento deve-se utilizar atmosferas protetoras ou banho de sal.

3.1.3 *Alívio de tensões* – Essa operação é ocasionalmente praticada antes da têmpera, em ferramentas de forma complexa ou que tenham sido submetidas a severa conformação a frio.

As temperaturas situam-se na faixa de 650 °C a 720°C com resfriamento ao ar⁽⁸⁶⁾.

3.1.4 *Têmpera e revenido* – A prática usual de aquecimento para austenitização é a seguinte⁽⁸⁵⁾:

- aços com 0,60% a 0,80% C – 790 °C a 840 °C;
- aços com 0,85% a 1,05% C – 775 °C a 840 °C e
- aços com 1,10% a 1,40% C – 760 °C a 830 °C.

O tempo varia de 10 a 30 minutos; o resfriamento é em água, salmoura ou óleo, esse último meio para peças muito pequenas.

Recomenda-se para ferramentas grandes ou com secções complexas um preaquecimento entre 565 °C a 650 °C.

A Figura 134 representa a curva em C de um aço temperável em água contendo 0,80% carbono e mostra o tempo necessário para transformação a cada temperatura⁽⁸⁷⁾.

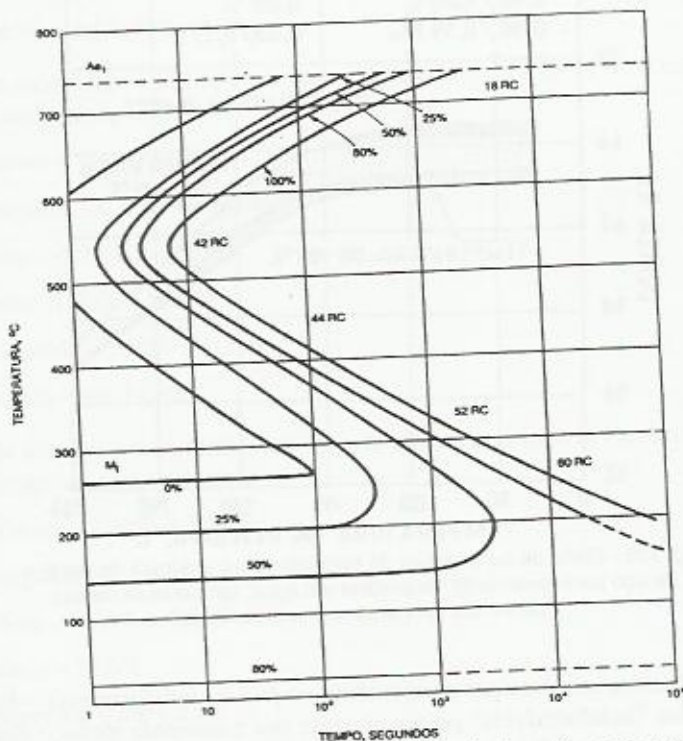


Fig. 134 - Diagrama TTT para aço para ferramenta temperável em água, mostrando o tempo necessário para transformação a cada temperatura

A endurecibilidade desses aços aumenta com o aumento da temperatura de austenitização.

A dureza final, após a têmpera, situa-se na faixa de 65 RC a 67 RC.

Na etapa de austenitização, deve-se empregar atmosferas controladas (do tipo endotérmico) ou banhos de sal.

O revenido deve ser executado logo após a têmpera, antes mesmo que as ferramentas atinjam a temperatura ambiente (50 °C é a temperatura ideal). Nessa operação, os fornos podem ser do tipo comum, sem atmosfera protetora ou banhos de sal ou banhos de óleo. A temperatura mínima dos banhos de sal para revenido é de 165°C e a máxima dos banhos de óleo é de 205°C.

As temperaturas de revenido variam de 150° a 340°C, normalmente são superiores a 175 °C. O tempo usual é de 1 hora.

A Figura 135⁽⁸⁶⁾ mostra o efeito da temperatura de revenido sobre a dureza de um tipo de aço temperável em água, temperado a partir de três temperaturas diferentes. O meio de resfriamento empregado foi salmoura.

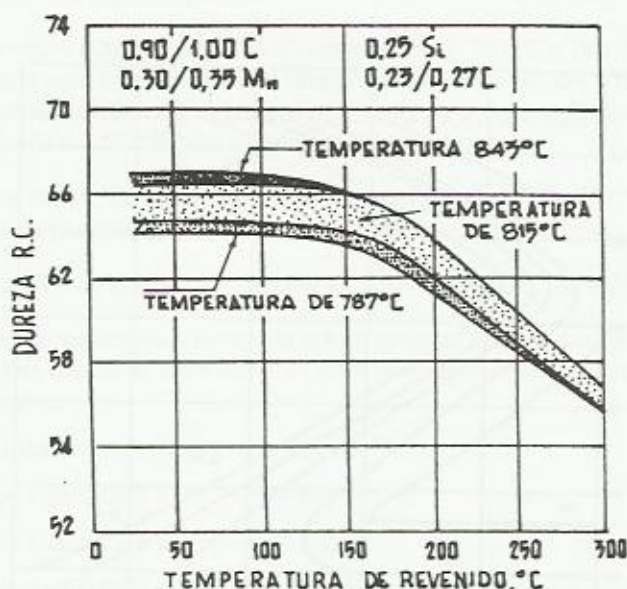


Fig. 135 - Efeito da temperatura de revenido sobre a dureza de um tipo de aço para ferramenta temperável em água, temperatura de três diferentes temperaturas, em salmoura

3.2 Tratamento dos aços para trabalho a frio ou indeformáveis – Esses aços são chamados "indeformáveis" porque durante seu tratamento térmico são os aços menos sujeitos a alterações de forma e dimensões, podendo, pois, as ferramentas ser temperadas nas suas formas e dimensões praticamente definitivas.

São empregadas em operações de conformação a frio ou ferramentas e dispositivos que exigem rigoroso controle dimensional, como matrizes para estampagem, matrizes para compactação de pós metálicos, além de alguns tipos de ferramentas como brochas, alargadores, calibres, punções etc.

São temperáveis em óleo ou ar e, dependendo da composição, apresentam endurecibilidade de média a elevada.

De acordo com a classificação AISI-SAE existem quatro grupos, assim designados:

– de baixa liga e temperáveis em óleo, indicados pela letra O, com composição química dentro da seguinte faixa:

carbono – 0,95% a 1,20%

manganês – 0,25% a 1,60%

silício – 0,25%

cromo – até 0,60%

tungstênio – até 0,50%

vanádio – até 0,20%

– de média liga e temperáveis ao ar, indicados pela letra A, com composição química dentro da seguinte faixa:

carbono – 0,50% a 1,25%

manganês – 0,30% a 3,00%

silício – 0,25% a 1,00%

cromo – 1,00% a 5,00%

molibdênio – 1,00% a 1,55%

vanádio – até 1,00%

– de alta liga e temperáveis em óleo, indicados pela letra D e com composição química dentro da seguinte faixa:

carbono – 2,10% a 2,20%

manganês – 0,30%

silício – 0,25% a 0,85%

cromo – 12,0%

tungstênio – até 0,75%

– de alta liga e temperáveis ao ar, também designados pela letra D e com composição química seguinte:

carbono – 1,00% a 2,20%

manganês – 0,30%

silício – 0,25% a 0,30%

cromo – 12,00% a 12,50%

molibdênio – até 1,00%

vanádio – até 0,60%

Uma curva TTT de aço pertencente ao grupo de aços indeformáveis está representada na Figura 136 (aço tipo D4 com 2,20% C, 0,80% Mo e 12,00% Cr)⁽⁸⁴⁾, a qual mostra a alta capacidade de endurecimento desse aço:

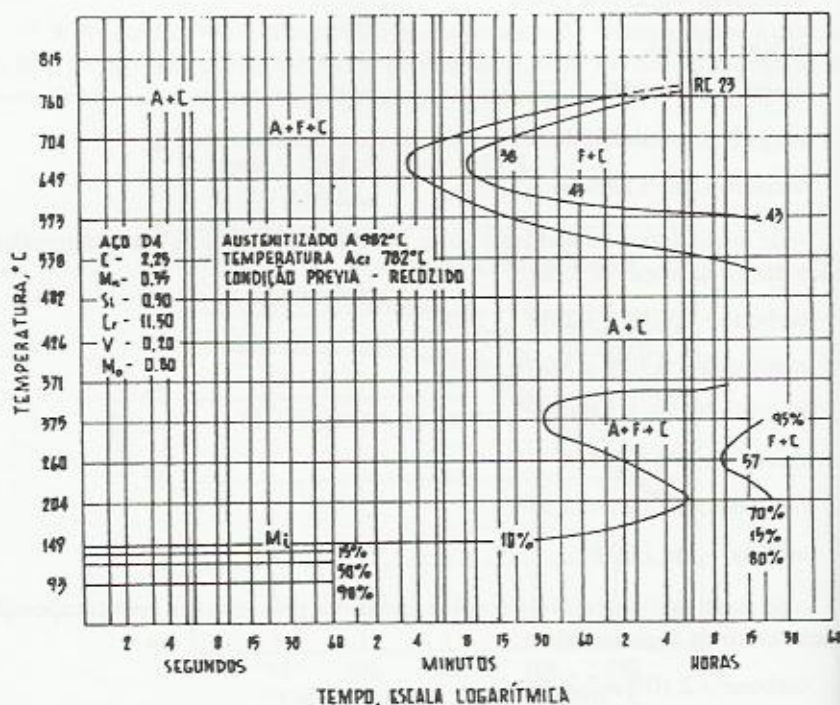


Fig. 136 - Curvas TTT para aço para trabalho a frio D4 endurecível ao ar

Como se vê, um desses aços, com elevado carbono, alto-cromo, além de molibdênio, exige longos tempos para recozimento e normalização e apresentam elevada endurecibilidade ou facilidade de têmpera.

A Figura 137⁽⁸⁵⁾ apresenta as curvas TTT para aço tipo O₁, após austenitização durante 1 hora e para esse aço, as curvas em C são muito semelhantes às de aço-carbono comum, de alto-carbono e mais deslocadas para a direita não somente pela presença de alta porcentagem de carbono, como igualmente pela presença de manganês (em teores mais elevados que os normais), cromo e tungstênio:

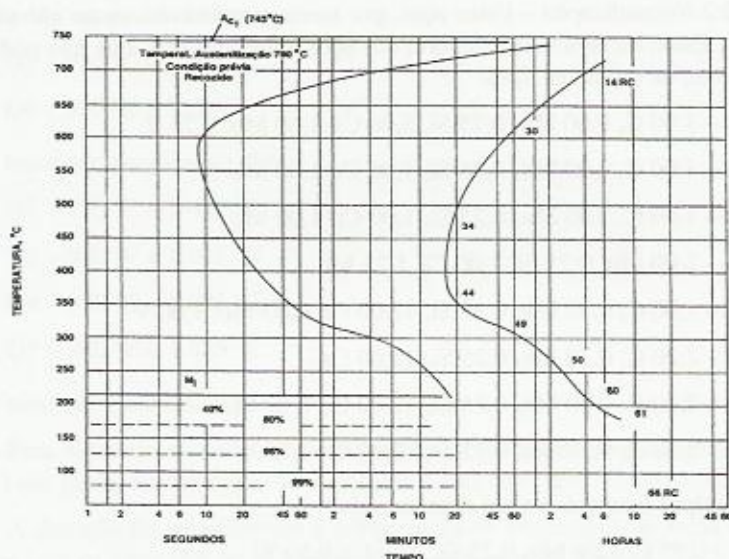


Fig. 137 - Diagrama de transformação isotérmica para aço tipo 01 (0,95 C, 1,20 Mn, 0,50 W e 0,50 Cr) após austenitização durante uma hora de 790°C

3.2.1 Recozimento – É realizado em atmosfera protetora (endotérmica) ou empacotando as ferramentas numa caixa contendo material inerte protetor, para evitar decarbonetação.

A Tabela 38 apresenta os ciclos de recozimento de alguns aços desse grupo.

Os aços indicados na tabela apresentam a seguinte composição:

O1 – 0,95 C, 1,20 Mn, 0,50 W, 0,50 Cr

A2 – 1,00 C, 0,60 Mn, 1,00 Mo, 5,00 Cr

A6 – 0,70 C, 2,00 Mn, 1,25 Mo, 1,00 Cr

D2 – 1,50 C, 0,30 Mn, 0,80 Mo, 12,00 Cr

TABELA Nº 38

Recozimento de alguns aços indeformáveis

Tipo	Condições de recozimento
D1	Aquecimento até 730°C durante quatro horas Aquecimento até 790°C durante duas horas Resfriamento até 690°C; manutenção durante seis horas Resfriamento ao ar
A2	Aquecimento até 850/870°C durante duas horas Resfriamento até 760°C; manutenção durante seis horas Resfriamento ao ar
A6	Aquecimento até 730/750°C, durante duas horas Resfriamento até 650°C; manutenção durante seis horas Resfriamento ao ar
D2	Aquecimento até 870/900°C, durante horas Resfriamento até 775°C; manutenção durante seis horas Resfriamento ao ar

3.2.2 *Normalização* – Esses aços, por serem temperáveis ao ar, não são normalizados. Estão incluídos na categoria dos aços indeformáveis, que não podem ser normalizados, os seguintes tipos:

A2 – 1,00 C, 0,60 Mn, 0,25 Si, 5,00 Cr, 1,00 Mo, 0,25 V

A4 – 1,00 C, 2,00 Mn, 0,25 Si, 1,00 Cr, 1,00 Mo

A5 – 1,00 C, 3,00 Mn, 0,25 Si, 1,00 Cr, 1,00 Mo

A6 – 2,00 Mn, 0,25 Si, 1,00 Cr, 1,25 Mo

D1 – 1,00 C, 0,30 Mn, 0,25 Si, 12,00 Cr, 0,80 Mo, 1,00 V

D3 – 2,20 C, 0,30 Mn, 0,25 Si, 12,00 Cr

D4 – 2,20 C, 0,30 Mn, 0,25 Si, 12,00 Cr, 0,80 Mo

D6 – 2,10 C, 0,30 Mn, 0,25 Si, 12,00 Cr, 0,75 W

Nos tipos temperáveis em óleo, ou seja:

01 – 0,95 C, 1,20 Mn, 0,25 Si, 0,50 Cr, 0,50 W

02 – 0,95 C, 1,60 Mn, 0,25 Si

07 [??? Ou 03?] – 1,20 C, 0,25 Mn, 0,25 Si, 0,60 Cr, 1,60 W, 0,25 V

a normalização é desejável e, às vezes, necessária para ferramentas que tenham sido previamente forjadas ou aquecidas a temperaturas mais altas que as corretas de austenitização, para produzir uma estrutura mais uniforme e refinada.

Para esses tipos 01, 02 e 07, as temperaturas de normalização variam de 840 °C a 900 °C.

O tempo à temperatura, quando for realizada a normalização, varia de 15 minutos a 60 minutos, dependendo das dimensões das ferramentas.

3.2.3 *Têmpera e revenido* – As temperaturas de têmpera e os meios de resfriamento são os seguintes:

01 – 790 °C a 815 °C

02 – 760 °C a 800 °C

07 [??? Ou 03?] – 855 °C a 885 °C

todos temperados em óleo;

A2 – 925 °C a 980 °C

A4 – 815 °C a 870 °C

A5 – 790 °C a 850 °C

A6 – 830 °C a 870 °C

todos temperados ao ar;

D3 - 925 °C a 1 000 °C

D6 - 925 °C a 955 °C

todos temperados em óleo;

D1 - 970 °C a 1 010 °C

D2 - 980 °C a 1 025 °C

D4 - 980 °C a 1 025 °C

D5 - 980 °C a 1 025 °C

todos temperados ao ar.

Para diminuir os riscos de empenamento, recomenda-se preaquecimento. Os tipos O são preaquecidos a 650 °C e os tipos A e D entre 590 °C e 815 °C.

A duração do aquecimento à temperatura de austenitização varia de 5 a 30 minutos para os tipos O e de 15 a 60 minutos para os tipos A e D.

O revenido é executado logo após a têmpera e preferivelmente antes que as peças atinjam a temperatura ambiente. As temperaturas de revenido variam de 150 °C a 290 °C para os tipos O, de 180 °C a 650 °C para os tipos A e de 205 °C para os tipos D.

A Figura 138⁽⁸⁶⁾ mostra os efeitos da temperatura de revenido (durante 1 hora) sobre a dureza de aço para trabalho a frio, tipo 02:

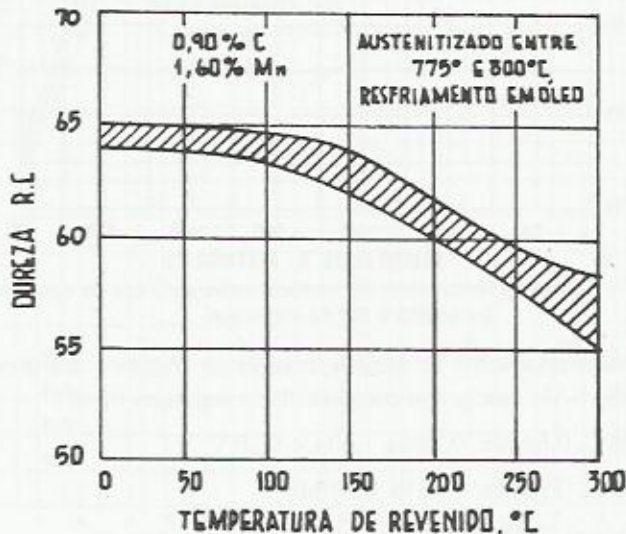


Fig. 138 - Influência da temperatura de revenido, durante uma hora, sobre a dureza de aço para trabalho a frio, tipo 02

Nota-se que somente acima de 150 °C, faz-se sentir o efeito dessa operação.

Certas ferramentas especiais, como calibres, manufaturados com aço tipo O exigem grande estabilidade dimensional, motivo pelo qual são, às vezes, submetidos a revenidos múltiplos.

A Figura 139 mostra a influência da temperatura de revenido sobre a dureza de aço para trabalho a frio tipo D2, portanto, de alto-carbonos e cromo e com molibdênio. Por esse fato, nota-se o aparecimento do fenômeno de "endurecimento secundário", propriedade essa muito importante em certos tipos de aços para ferramentas, como se verá no caso dos aços rápidos.

Algumas ferramentas confeccionadas com os aços tipos A e D podem ser, depois de temperadas e revenidas, submetidas a operação de nitretação.

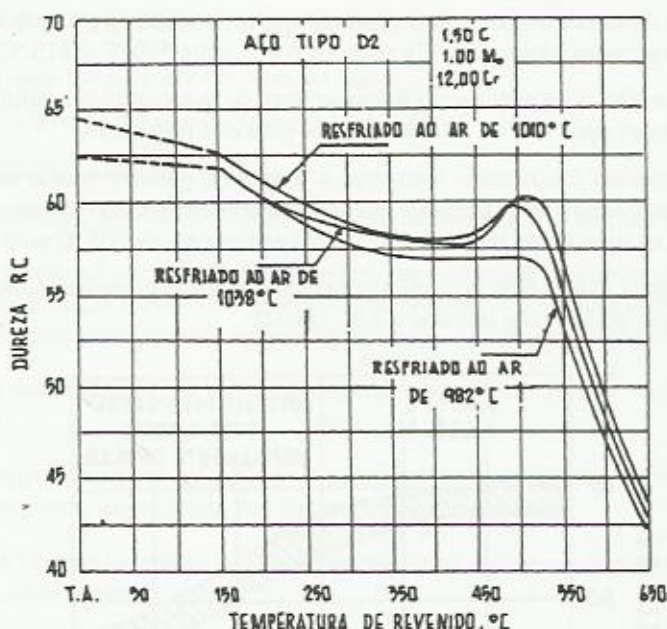


Fig. 139 - Efeito da temperatura de revenido sobre a dureza de aço para trabalho a frio de alto cromo

3.3 *Tratamento térmico de aços resistentes ao choque* – De acordo com a classificação AISI-SAE, esse grupo compreende os seguintes tipos:

L2 – 0,50 C, 0,60 Mn, 0,25 Si, 1,00 Cr, 0,20 V

S2 – 0,50 C, 0,50 Mn, 1,00 Si, 0,50 Mo

S4 – 0,55 C, 0,80 Mn, 2,00 Si

S5 – 0,55 C, 0,80 Mn, 2,00 Si, 0,40 Mo

S1 – 0,45 C, 0,25 Mn, 0,25 Si, 1,40 Cr, 2,50 W

Pelo tipo de serviço a que as ferramentas confeccionadas com esses tipos de aços são submetidas (choque), procura-se manter o carbono em torno de 0,50%. Desse modo a endurecibilidade é média, mas a tenacidade é boa.

Nesses aços não se recomenda a normalização.

O recozimento é realizado entre 760 °C a 845 °C, as mais altas temperaturas sendo empregadas para os aços de silício mais elevado. Contudo, é necessário um controle rigoroso dessas temperaturas nos aços de silício alto, porque neles, com temperaturas elevadas, há riscos de grafitação e, em consequência, aparecimento de estrutura mais mole.

Como nos casos anteriores, o aquecimento deve ser realizado em fornos com atmosfera protetora ou colocando-se as peças em recipientes contendo material inerte (areia seca, cal etc.).

A faixa de temperatura de austenitização para a têmpera é relativamente ampla: 840 °C a 960 °C, as maiores temperaturas sendo empregadas nos tipos mais ligados como o S1. O tempo varia de 5 a 45 minutos, conforme o tipo de aço e as dimensões das peças. O aquecimento pode ser igualmente executado em banho de sal neutro. Os meios de resfriamento são água, salmoura, óleo e ar.

A Figura 140 mostra o diagrama TTT para o aço tipo S5⁽⁸⁴⁾.

O revenido, após a têmpera, é realizado a temperaturas entre 150 °C e 425 °C, para obtenção de durezas finas entre 50 RC e 60 RC.

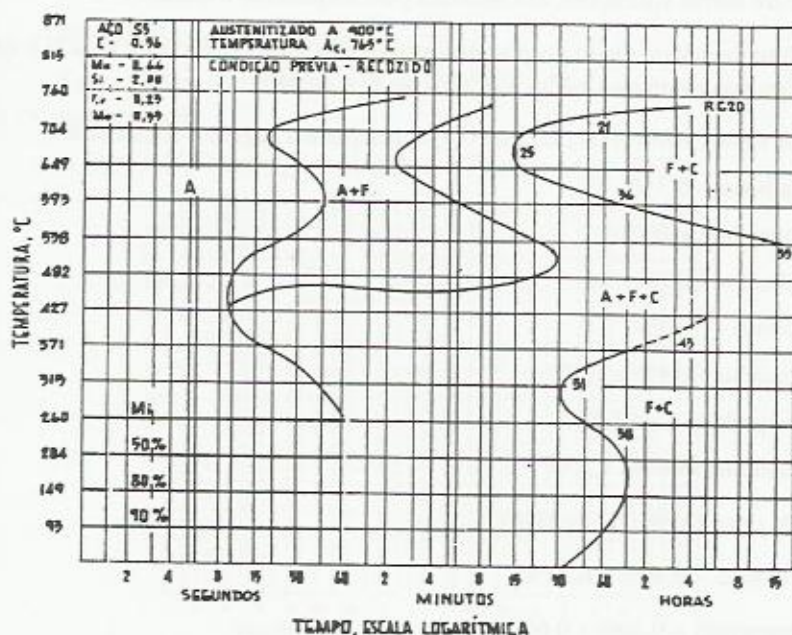


Fig. 140 - Curvas TTT para aço resistente ao choque, tipo S5

A Figura 141⁽⁸⁶⁾ mostra o efeito da temperatura de revenido sobre a dureza de um aço resistente ao choque tipo S5:

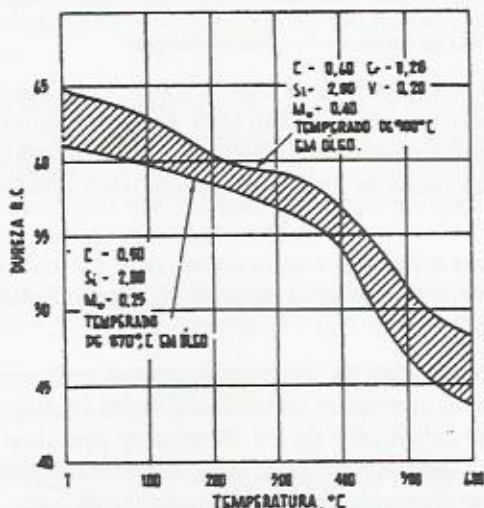


Fig. 141 - Efeito da temperatura de revenido sobre a dureza de aço resistente ao choque, tipo S5

3.4 Tratamento térmico dos aços para trabalho a quente – São aços empregados, entre outras aplicações, em matrizes para forjamento a quente.

Compreendem quatro grupos, designados pela AISI-SAE com a letra H e caracterizados por serem ao Cr-Mo, ao Cr-W, ao W e ao Mo.

Os tipos Cr-Mo (H11, H12 e H13) apresentam a seguinte composição:

carbono – 0,35%

mangânes – 0,30%

silício – 1,00%

cromo – 5,00%

vanádio – 0,4% a 1,00%

tungstênio – até 1,50%

molibdênio – até 1,50%

Os tipos Cr-W (H14 e H16):

carbono – 0,40% a 0,55%

manganês – 0,30% a 0,60%

silício – 0,90% a 1,00%

cromo – 5,00% a 7,00%

tungstênio – 5,00% a 7,00%

Os tipos W (H20, H21, H22, H24 e H26):

carbono – 0,30% a 0,50%

manganês – 0,30%

silício – 0,30%

cromo – 2,00% a 4,00%

vanádio – 0,40% a 1,00%

tungstênio – 9,00% a 18,00%

Os tipos Mo (H41, H42 e H43):

carbono – 0,55% a 0,65%

manganês – 0,30%

silício – 0,30%

cromo – 4,00%

vanádio – 1,00% a 2,00%

tungstênio – até 6,40%

molibdênio – 5,00% a 8,00%

Todos eles possuem elevada endurecibilidade. Por essa razão não se recomenda sua normalização.

A Figura 142⁽⁸⁴⁾ mostra o diagrama TTT para o tipo H12:

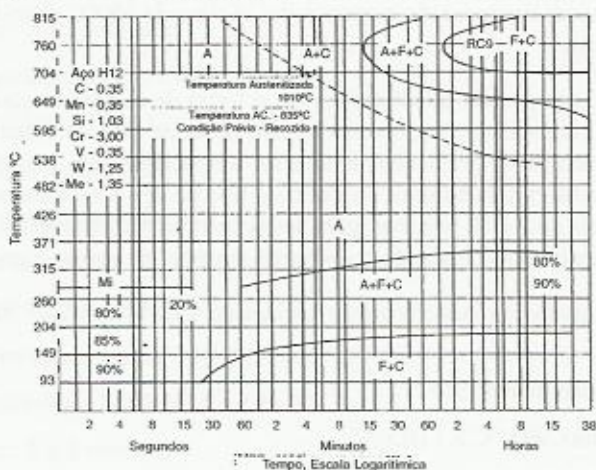


Fig. 142 - Curvas TTT de aço para ferramenta para trabalho a quente tipo H12

Pela posição das curvas, verifica-se que o recozimento exige resfriamento extremamente lento.

A temperatura de recozimento depende do tipo. Na prática são adotadas as seguintes faixas de temperaturas:

tipos Cr-Mo – 843 °C a 900 °C;

tipos Cr-W – 870 °C a 900 °C;

tipos W – 870 °C a 900 °C e

tipos Mo – 815 °C a 870 °C.

O resfriamento para a maioria deles é realizado no forno até cerca de 425 °C, a uma velocidade de 22 °C/h; segue-se resfriamento ao ar.

Recomenda-se uma operação de alívio de tensões – entre 660 °C a 730 °C – para as ferramentas que sofreram usinagem grosseira, antes da usinagem final.

Na têmpera desses aços, recomenda-se para a sua austenitização quase sempre um preaquecimento. Para os tipos ao cromo, a temperatura de preaquecimento é de 815°C; para os tipos ao tungstênio é igualmente de 815°C, com exceção do tipo H26 (0,50 C, 18 W, 4 Cr e 1 V) que deve ser de 870°C.

Para os tipos ao molibdênio é de 730 °C a 840 °C.

Geralmente a introdução das ferramentas nos fornos para seu preaquecimento deve ser feita quando estes não estiverem em temperaturas acima de 370° a 530°C. Assim que as peças tiverem atingido essa temperatura, o restante do preaquecimento deve ser feito lenta e uniformemente, a uma velocidade de 80° a 110°C/h e aí mantidas durante 24 minutos por cada centímetro de secção das peças ou da espessura do recipiente se as peças tiverem sido empacotadas. Acima de 650°C deve-se empregar atmosfera protetora.

A seguir, as peças são transferidas para o forno de austenitização final, onde em geral, com algumas exceções, o aquecimento deve ser rápido. À temperatura de austenitização, o tempo de permanência deve ser o suficiente para uniformização da temperatura, o que significa tempos, conforme o tipo de aço e as dimensões das ferramentas, variáveis de 2 a 40 minutos, para peças colocadas diretamente no forno ou 12 minutos por centímetro de secção transversal, no caso de empacotamento.

As temperaturas de austenitização variam de 995 °C a 1 260 °C, conforme abaixo indicado:

tipo H11 – preaquecimento: 815 °C

aquecimento: 995 °C a 1 025 °C

tempo: 15 a 40 minutos

tipo H12 – preaquecimento: 815 °C

aquecimento: 995 °C a 1 025 °C

tempo: 15 a 40 minutos

tipo H13 – preaquecimento: 815 °C

aquecimento: 995 °C a 1 038 °C

tempo: 15 a 40 minutos

tipo H14 – preaquecimento: 815 °C

aquecimento: 1 010 °C a 1 065 °C

tempo: 15 a 40 minutos

tipo H16 – preaquecimento: 815 °C

aquecimento: 1 120 °C a 1 175 °C

tempo: 2 a 5 minutos

tipo H20 – preaquecimento: 815 °C

aquecimento: 1 093 °C a 1 205 °C

tempo: 2 a 5 minutos

tipo H21 – preaquecimento: 815 °C

aquecimento: 1 093 °C a 1 205 °C

tempo: 2 a 5 minutos

tipo H22 – preaquecimento: 815 °C

aquecimento: 1 093 °C a 1 205 °C

tempo: 2 a 5 minutos

tipo H24 – preaquecimento: 815 °C

aquecimento: 1 093 °C a 1 232 °C

tempo: 2 a 5 minutos

tipo H26 – preaquecimento: 870 °C

aquecimento: 1 175 °C a 1 260 °C

tempo: 2 a 5 minutos

tipo H41 – preaquecimento: 730 °C a 840 °C

aquecimento: 1 093 °C a 1 190 °C

tempo: 2 a 5 minutos

tipo H42 – preaquecimento: 730 °C a 840 °C

aquecimento: 1 120 °C a 1 220 °C

tempo: 2 a 5 minutos

tipo H43 – preaquecimento: 730 °C a 840 °C

aquecimento: 1 093 °C a 1 205 °C

tempo: 2 a 5 minutos

A atmosfera deve ser protetora, do tipo endotérmico, com ponto de orvalho de 35 °F a 45 °F.

O meio de resfriamento comum é o ar, devido a alta endurecibilidade desses aços. Para peças de grandes dimensões, como blocos de matriz, recomenda-se têmpera em óleo ou ar comprimido.

O revenido deve ser executado imediatamente após a têmpera. Os fornos recomendados são comuns, com circulação forçada de ar.

O efeito da temperatura de revenido sobre a dureza desses é mostrado nas Figuras 143 e 144 para 4 tipos de aços para trabalho a quente. Nota-se entre 500 °C a 600 °C o "endurecimento secundário".

Às vezes, procede-se a revenidos múltiplos, principalmente quando se trata de blocos de matrizes grandes ou apresentando cantos vivos:

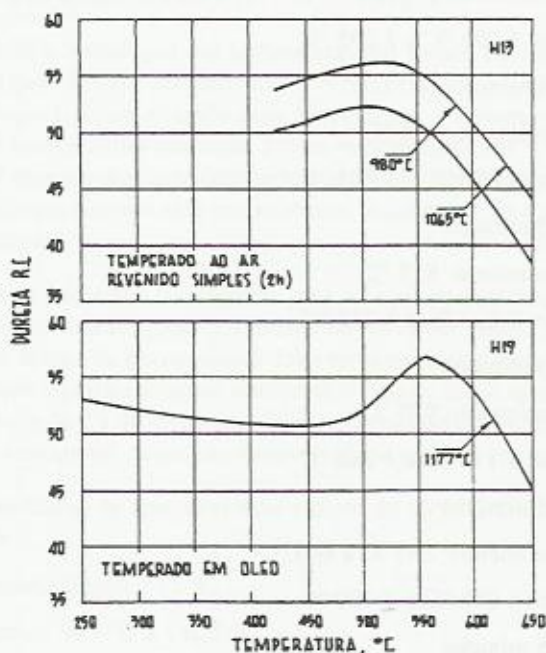


Fig.143 - Efeito da temperatura de revenido em aços para trabalho a quente ao cromo

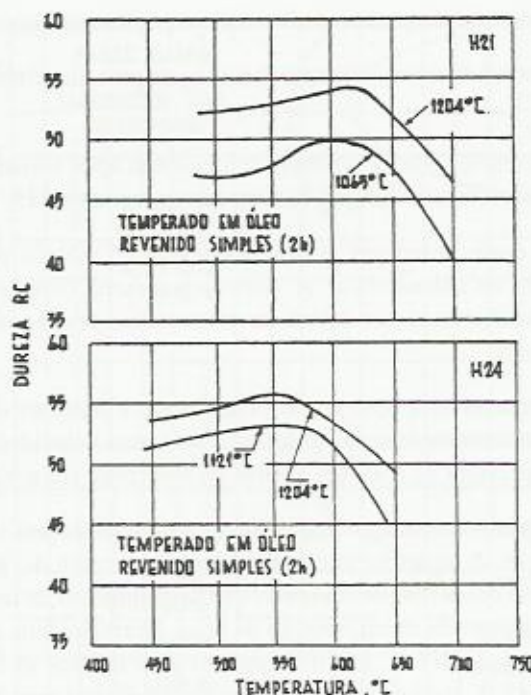


Fig. 144 - Efeito da temperatura de revenido em aço para trabalho a quente ao tungstênio

3.5 Tratamentos térmicos de aços rápidos – Esse é o grupo mais importante de aços para ferramentas e matrizes. São empregados principalmente em ferramentas de usinagem. São assim chamados porque permitem a usinagem a altas velocidades de corte, devido seu característico de "dureza a quente" ou seja capacidade de manter a dureza a temperaturas relativamente elevadas, como as que se originam, por atrito, nas operações de usinagem a maiores velocidades de corte. A dureza a quente é conferida a esses aços pelos elementos de liga tungstênio, cobalto e molibdênio.

Os aços rápidos são subdivididos em quatro subgrupos classificados pela AISI-SAE da seguinte maneira:

- ao tungstênio (tipos T1, T2, T3, T7 e T9) com 0,75/1,20 C; 4,00 Cr; 1,00/4,00 V; 14,00/18,00 W;

- ao tungstênio-cobalto (tipos T4, T5, T6, T8 e T15) com 0,75/1,50 C; 4,00/4,50 Cr; 1,00/5,00 V; 12,00/20,00 W; 5,00/12,00 Co;

- ao molibdênio (tipos M1, M2, M3, M4 e M10) com 0,85/1,30 C; 4,00 Cr; 1,00/4,00 V; 0/6,00 W; 8,00/8,50 Mo e

- ao molibdênio-cobalto (tipos M6, M30, M34, M35, M36, M42 e M43) com 0,80/1,20 C; 4,00 Cr; 1,15/2,75 V; 1,50/0,60 W; 8,00/9,00 Mo; 5,00/12,00 Co.

Em todos eles, o manganês e o silício são mantidos em torno de 0,30%.

Não se recomenda a normalização desses aços, pela alta endurecibilidade que possuem.

3.5.1 Recozimento – Essa operação é necessária após forjamento ou quando se deve executar sua têmpera. A faixa de temperatura varia de 815 °C a 900 °C.

Como nos casos anteriores, a descarbonetação é evitada pelo emprego de atmosfera protetora ou colocando-se as ferramentas numa caixa envolta em areia seca ou cal, substâncias essas que devem ser misturadas com pequenas quantidades de carvão de madeira.

O tempo à temperatura deve ser de 24 minutos por centímetro de espessura da caixa; segue-se resfriamento lento no próprio forno a uma velocidade não superior a 22 °C/h, até a temperatura de 650 °C, a partir da qual pode ser acelerado.

3.5.2 Têmpera e revenido – Todos os aços rápidos devem ser preaquecidos para a austenitização. A austenita inicia sua formação a cerca de 760 °C; preaquecendo-se logo acima dessa temperatura, não só não diminuídas as tensões de origem térmica, como também as de transformação de fases. Normalmente, a temperatura de preaquecimento varia de 815 °C a 870 °C para os aços rápidos ao tungstênio (tipos T) e de 730 °C a 845 °C para os aços rápidos ao molibdênio (tipos M).

Para prevenir descarbonetação, a faixa preferida de temperatura de preaquecimento é de 705 °C a 790 °C⁽⁸⁶⁾.

Para diminuir o choque térmico, recomenda-se um duplo preaquecimento: o primeiro, entre 540 °C a 650 °C e o segundo, em outro forno, entre 840 °C a 870 °C.

As ferramentas de pequenas dimensões ou que não apresentam bruscas mudanças de secções ou que não possuem entalhes agudos, tais como pequenas pastilhas de usinagem ou ferramentas similares, podem ser levadas diretamente ao forno de austenitização, sem grandes riscos.

As temperaturas de austenitização para a têmpera são muito elevadas, pela necessidade de colocar-se em solução de ferro gama os inúmeros carbonetos de natureza complexa existentes nesses aços.

Por isso, dependendo do tipo de aço, a temperatura para têmpera pode chegar a 1 300 °C (faixa de 1 160 °C a 1 300 °C).

O tempo à temperatura de austenitização é muito curto: de 2 a 5 minutos.

A Figura 145⁽⁸⁷⁾ representa o diagrama TTT para o tipo 18-4-1 (T1), contendo 18% de tungstênio, 4% de cromo e 1% de vanádio. Esse é o aço mais famoso e que deu origem a todos os outros:

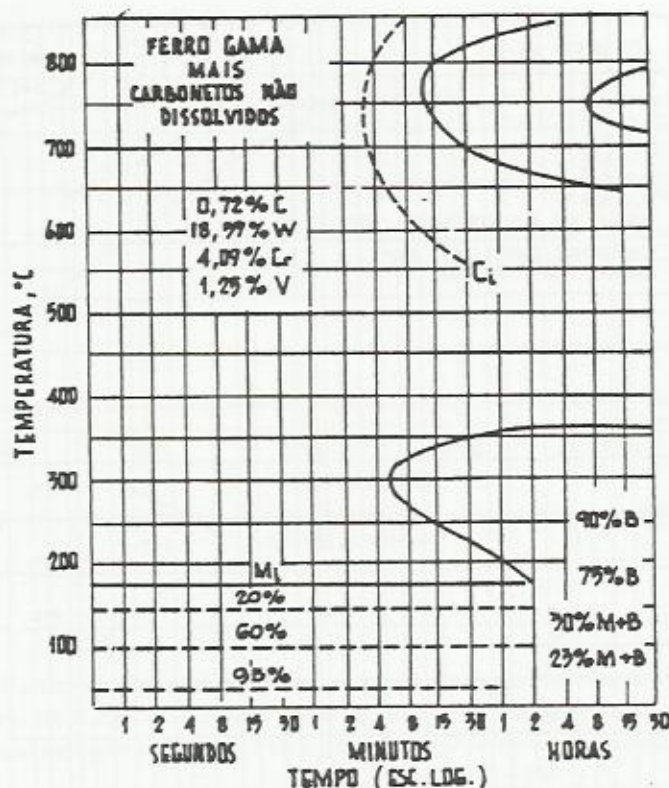


Fig. 145 - Curvas TTT para aço rápido 18-4-1

As curvas foram obtidas pela austenitização a 1 290 °C, a partir de estrutura recozida.

Nota-se a possibilidade de obter-se estrutura bainítica por resfriamento isotérmico em longo tempo (cerca de 15 horas).

A linha C₁, tracejada indica o início da precipitação de carbonetos da solução austenítica supersaturada, antes da ocorrência da transformação eutetóide de transformação.

A Figura 146⁽⁸⁴⁾, representa o diagrama TTT para aço rápido ao tungstênio-molibdênio, tipo M2.

Ambas as figuras – 145 e 146 – demonstram que a transformação da austenita em martensita dá-se com resfriamento lento, em óleo, ao ar ou em banho de sal fundido e que não ocorre total formação da martensita, ou seja após a têmpera, os aços desses tipos apresentam uma certa quantidade de austenita residual:

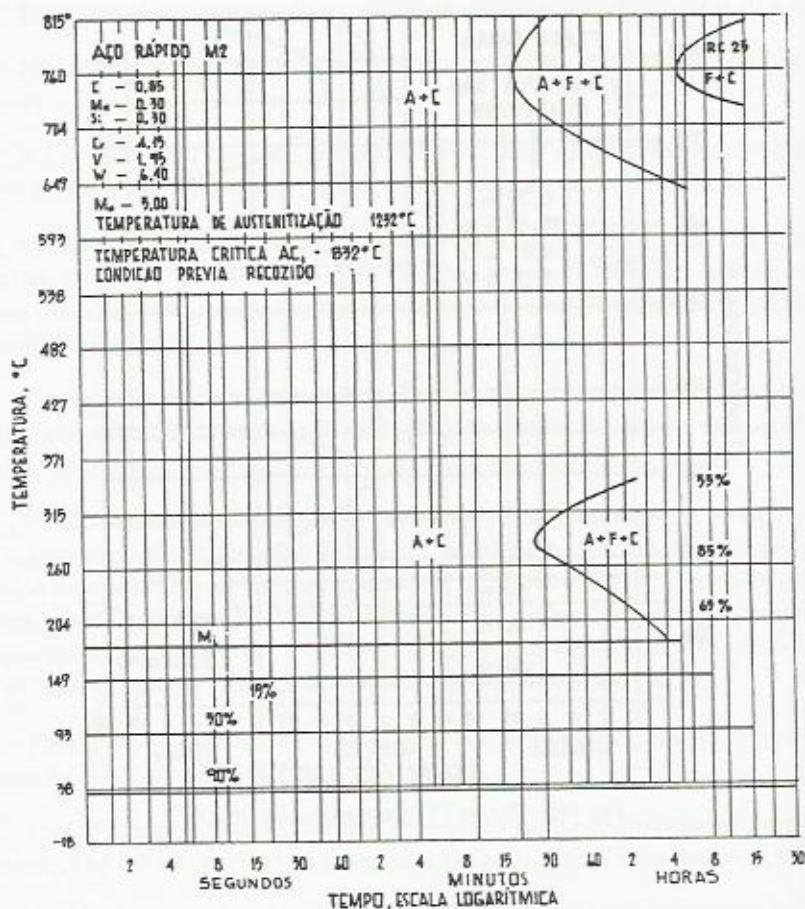


Fig. 146 - Curvas TTT para aço rápido ao tungstênio-molibdênio

Ferramentas de pequenas dimensões são resfriadas ao ar, mantidas entre duas placas para que não se deformem.

Fresas grandes são, às vezes, submetidas a uma têmpera interrompida em óleo, para diminuir os riscos de fissuração. Essa têmpera interrompida consiste em resfriar a partir da temperatura de austenitização em óleo mantido mais ou menos a 535°C , seguido de resfriamento ao ar.

Os banhos de sal, além de serem um meio de resfriamento muito eficaz, têm a função de lavar as peças do sal do banho de austenitização, o qual não é solúvel em água. Isso porque o banho de sal de resfriamento é mais solúvel na água, o que permite uma limpeza mais fácil das peças antes do revenido.

A Figura 147⁽⁸⁶⁾ mostra o efeito da temperatura de austenitização na dureza do aço rápido tipo M2 temperado:

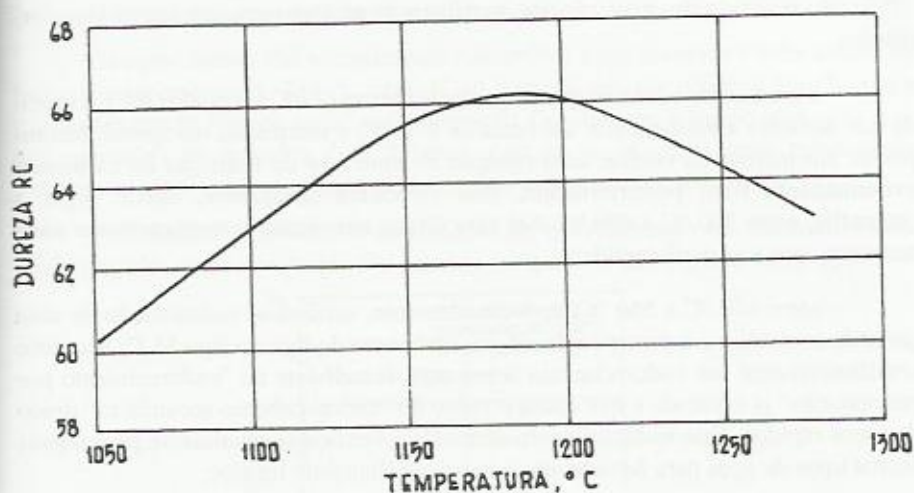


Fig. 147 - Efeito da temperatura de austenitização sobre a dureza de aço rápido tipo M2 temperado

Como se vê, abaixo de 1 175 °C, o aço não atinge a máxima dureza. Por outro lado, acima de 1 200 °C, a dureza desse aço no estado temperado começa a cair por haver muito carbono e elementos de liga em solução e maior quantidade de austenita retida.

Antes da temperatura ter atingido, no banho de resfriamento, cerca de 60 °C a 65 °C, as peças temperadas devem ser transferidas para o forno de revenido, com o que se previne a quebra de ferramentas, principalmente quando essas possuem formas complexas ou são de maiores dimensões.

Não se podendo transferir as peças imediatamente para o forno de revenido, é recomendável que exista um forno extra de espera mantido à temperatura entre 90 °C a 200 °C, até que o forno de revenido fique disponível.

A estrutura dos aços rápidos temperados consiste de martensita altamente ligada (58% a 80%), austenita retida altamente ligada (15% a 30%) e carbonetos não dissolvidos do tipo $(MoW)_6C$ e V_4C_3 . O aço está em estado de elevadas tensões internas, é muito instável, além de muito duro e frágil.

O revenido, sem prejudicar a dureza, alivia as tensões, corrige a instabilidade e a excessiva fragilidade do material.

Além disso, pela complexidade da estrutura desses aços, no estado temperado, o revenido provoca transformações estruturais incomuns e que não se verificam nos aços simplesmente ao carbono ou com baixos teores de elementos de liga.

No revenido dos aços rápidos, verificam-se as seguintes reações de transformação:

- inicialmente ocorre pequena queda de dureza (2 RC a 6 pontos RC); à medida que aumenta a temperatura, até cerca de 270 °C, a martensita tetragonal decompõe-se em martensita cúbica, com rejeição de uma fase de transição de carboneto extremamente fino; posteriormente, esse carboneto desaparece, dando lugar à cementita, entre 300 °C a 400 °C. Até essa última temperatura, aparentemente nada acontece com a austenita retida;

- entre 400 °C a 560 °C, aproximadamente, verifica-se redissolução de uma parte da cementita e a precipitação de um carboneto de liga do tipo M_3C ; acontece simultaneamente um endurecimento acentuado, semelhante ao "endurecimento por precipitação" já estudado e que causa o início do "endurecimento secundário" típico dos aços rápidos. Esse endurecimento secundário verifica-se igualmente para alguns outros tipos de aços para ferramentas e matrizes altamente ligados;

- ainda mais ou menos nessa faixa de temperaturas, ocorre a transformação de austenita retida em martensita, pelo resfriamento posterior, o que contribui para a ocorrência do endurecimento secundário e

- finalmente, acima de 560 °C, nota-se redissolução de carbonetos tipo M_2C e solução final de carboneto tipo M_3C e simultaneamente precipitação e coalescimento dos carbonetos tipos M_6C e $M_{23}C$. Esses fenômenos provocam, acima de 650 °C, amolecimento rápido do aço. Por isso, esse estágio é raramente encontrado no revenido comercial dos aços rápidos.

O "endurecimento secundário" pelo revenido está representado na Figura 148⁽⁸⁸⁾ onde também está indicada a influência do tempo à temperatura de revenido:

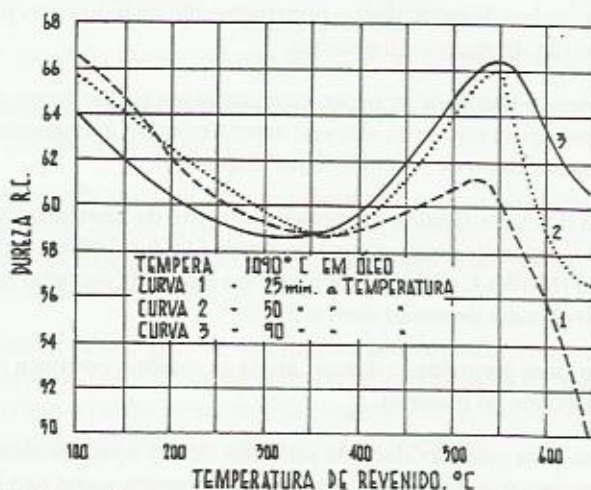


Fig. 148 - Curvas de revenido de aço rápido 18-4-1, mostrando a relação entre a dureza e a temperatura e o tempo de revenido

Como se nota, o endurecimento secundário é verificado entre 500 °C a 550 °C.

Os aços rápidos são normalmente submetidos a um revenido duplo, ambos na faixa de temperaturas de 530 °C a 600 °C; o segundo tem por objetivo transformar a martensita que se formou na primeira operação. Geralmente, o tempo para cada uma das operações de revenido é de 2 horas. Admite-se, às vezes, uma temperatura ligeiramente mais elevada para o primeiro revenido e tempo mais longo.

Fredriksson⁽⁸⁶⁾ estudou o mecanismo de transformação da austenita retida, tendo traçado, como resultados dos estudos, os gráficos das Figuras 149 e 150:

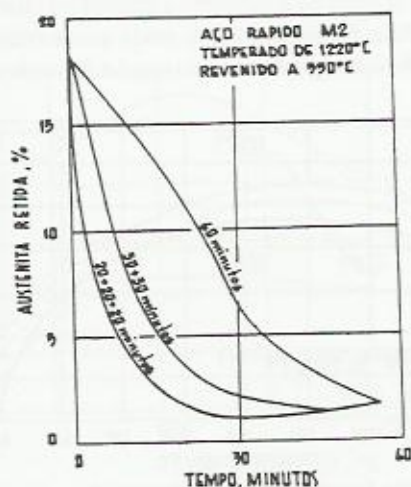


Fig. 149 - Efeito do tempo de revenido na transformação da austenita retida

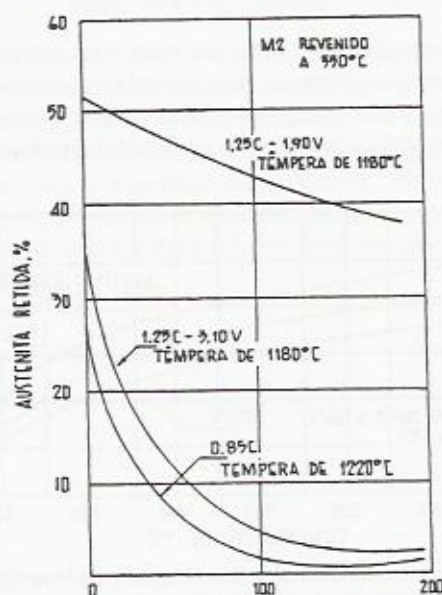


Fig. 150 - Efeito do tempo de revenido na transformação da austenita retida

Na primeira, verifica-se que para o aço rápido tipo M2, são necessários 60 minutos, independentemente da técnica usada na operação de revenido (uma ou duas), para transformar toda a austenita retida.

Na Figura 150 nota-se que o aumento do teor de carbono no aço M2 (de 0,85% para 1,25%) provoca maior retenção da austenita. Para o mesmo teor de 1,25% de carbono, aumentando-se o teor de vanádio de 1,90% para 3,10% (aumento de 1,2%) a quantidade de austenita retida diminui, porque o vanádio é elemento com forte tendência a formar carbonetos.

Finalmente, essas duas figuras mostram ainda que aumentando o teor de carbono de 0,85% para 1,25%, o tempo de transformação da austenita é muito maior.

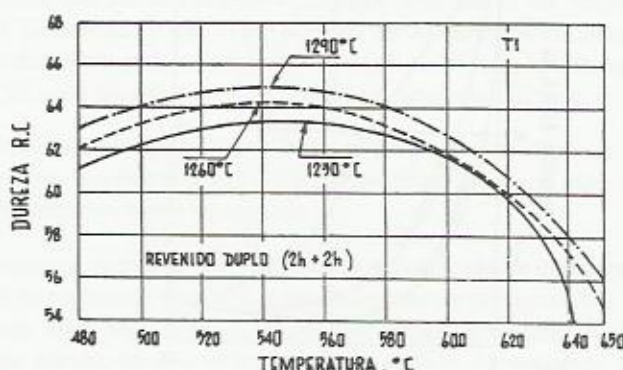


Fig. 151 - Efeito das temperaturas de austenitização e de revenido na dureza de aço rápido tipo T1

É importante frisar, por outro lado, que para mais elevadas temperaturas de austenitização no tratamento de têmpera, mais elevada a dureza secundária resultante no revenido subsequente, o que se explica porque as temperaturas mais elevadas de austenitização promovem maior solução dos carbonetos ligados.

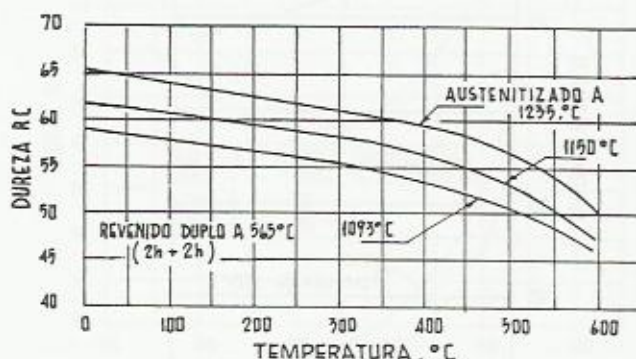


Fig. 152 - Efeito das temperaturas de austenitização e de revenido na dureza a quente de aço M2 duplamente revenido

Esse fato está comprovado na Figura 151⁽⁸⁶⁾, relacionada com o efeito das temperaturas de austenitização e revenido na dureza de aço rápido tipo T1:

A Figura 152⁽⁸⁶⁾ mostra o efeito das temperaturas de austenitização e de revenido sobre a dureza a quente de aço rápido tipo M2 no estado temperado, comprovando a queda dessa propriedade com a diminuição da temperatura de austenitização:

A Figura 153⁽⁸⁴⁾ mostra o efeito das temperaturas de austenitização e de revenido sobre a resistência ao choque de aço M2; verifica-se que menores temperaturas de austenitização melhoram a resistência ao choque e do aço, após o revenido.

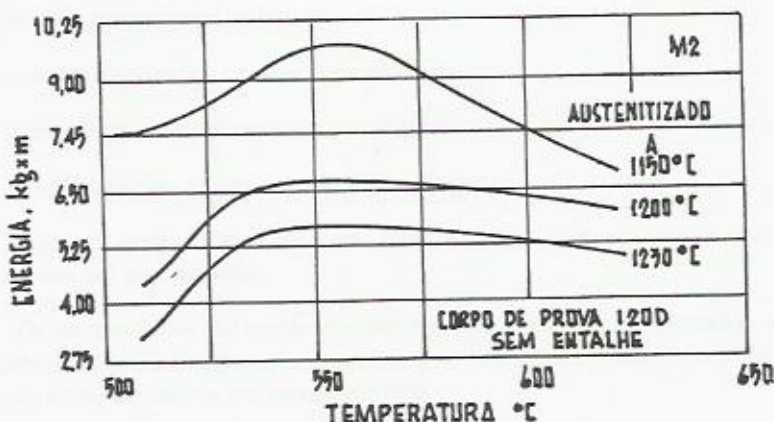


Fig. 154 - Efeito das temperaturas de austenitização e de revenido na dureza de aço resistente ao choque

4. *Conclusões parciais* – Nesse capítulo, o autor desejou apresentar um apanhado geral, sem se aprofundar, da importância dos aços para ferramentas e matrizes e a necessidade do seu tratamento térmico para obter-se os melhores resultados nas suas aplicações. Trata-se de um resumo, cujo objetivo é esclarecer aos leitores interessados nesses materiais, a importância de procurar informações mais extensas a respeito desse tema. As informações apresentadas neste capítulo foram obtidas, de um modo geral, na obra do autor *Aços e ferros fundidos*, em que o assunto é discutido com maior amplitude.

XIII

TRATAMENTO TÉRMICO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

1. *Introdução*⁽⁸⁹⁾ – Os aços inoxidáveis ou resistentes à corrosão são classificados em três grupos principais:

- martensíticos, ou endurecíveis por têmpera;
- ferríticos, não endurecíveis por têmpera e
- austeníticos, não endurecíveis por têmpera.

Pode-se ainda considerar um quarto grupo correspondente aos tipos endurecíveis por precipitação.

Os martensíticos são assim chamados porque podem ser temperados, aliando à resistência à corrosão, dureza e resistência ao desgaste. Possuem como principal elemento de liga o cromo, em teores até 18%.

Os ferríticos apresentam carbono no máximo até 0,20% e cromo que pode atingir a porcentagem de 27%. Só podem ser endurecidos por encruamento.

Os austeníticos possuem cromo e níquel como principais elementos de liga, sendo o tipo mais conhecido o 18-8, com 18% de cromo e 8% de níquel. Esses aços caracterizam-se por apresentar, nas condições de serviço, estrutura austenítica e também só podem ser endurecidos por encruamento.

Finalmente, os endurecíveis por precipitação possuem carbono muito baixo (teor inferior a 0,10%) mais cromo, níquel e, eventualmente molibdênio.

Entre os endurecíveis por precipitação pode-se incluir os chamados "maraging" de carbono em torno de 0,03%, altos teores de níquel, molibdênio, titânio e alumínio. Esses aços pertencem à categoria dos aços "ultra-resistentes", capazes de atingir valores de limite de escoamento da ordem de 210 kgf/mm² (2060 MPa), com excelente tenacidade.

2. *Tratamento térmico dos aços inoxidáveis martensíticos* – Os tipos AISI 403, 410, 414 e 416 possuem um teor de carbono máximo de 0,15%, cromo de 11,5% a 14,4%. O tipo 414 apresenta igualmente níquel entre 1,25% a 2,50%. Todos esses tipos são chamados "turbina".

Outros tipos martensítico incluem:

- tipo turbina 431 com carbono máximo de 0,20% e 15% a 17% de cromo e 1,25% a 2,50% de níquel;
- tipo cutelaria 420, com carbono 0,15% min., e 12% a 14% de cromo, sendo que o tipo de usinagem fácil - 420F - possui carbono de 0,30% a 0,40%, cromo de 12,0% a 14,0%, P ou S ou Se equivalentes a 0,7% min.
- tipo cutelaria 440A, com carbono de 0,60% a 0,70% e cromo de 16,0% a 18,0%;
- tipo cutelaria 440B, com carbono de 0,75% a 0,95% e cromo de 16,0% a 18,0% e
- tipo cutelaria 440C, com carbono de 0,95% a 1,20% e cromo de 16,0% a 18,0%.

Os tipos cutelaria apresentam elevada endurecibilidade e elevada resistência ao desgaste.

Esses aços são submetidos aos seguintes tratamentos térmicos:

- recozimento,
- têmpera a revenido e
- alívio de tensões.

Podem ser considerados três tipos de recozimento:

- recozimento pleno;
- recozimento isotérmico e
- recozimento subcrítico (para melhorar a trabalhabilidade).

No primeiro, a temperatura é bem superior à linha de transformação Ac_1 . Não é um tratamento muito comum e é somente praticado quando se pretende realizar severas deformações a frio.

O recozimento isotérmico substitui o primeiro por ser mais econômico, pois se consegue os mesmos objetivos do recozimento pleno, em tempos muito mais curtos. O material, depois de aquecido acima de Ac_1 , é resfriado até a faixa de 150 °C a 180 °C abaixo da temperatura de aquecimento, onde permanece o tempo necessário para a transformação de austenita. Segue-se resfriamento ao ar.

O recozimento subcrítico é realizado a uma temperatura abaixo de Ac_1 - de 620 °C a 780 °C, dependendo do tipo de aço.

As tabelas que se seguem, de números 39, 40 e 41, apresentam dados sobre os três tipos de recozimento mencionados:

TABELA Nº 39

Recozimento pleno de aços inoxidáveis martensíticos

Tipo AISI	Temperatura °C	Tempo h	Resfriamento	Dureza Brinell
403, 410, 416 (de baixo C)	840 ⁰ a 870 ⁰	1 a 3	Lento (1)	135 a 160
420 (de médio C)	870 ⁰ a 900 ⁰	1 a 2	Lento (1)	120 a 200
414, 431 (de médio C e Ni acima 1%)	tratamento geralmente desnecessário			
440A (de alto C)	890 ⁰ a 910 ⁰	2 a 3	Lento (1)	205 a 230
440B (de alto C)	890 ⁰ a 910 ⁰	2 a 3	Lento (1)	215 a 240
440C (de alto C)	890 ⁰ a 910 ⁰	2 a 3	Lento (1)	230 a 255

(1) velocidade de resfriamento entre 15⁰ a 25⁰C/h até 590⁰C

TABELA Nº 40

Recozimento isotérmico de aços inoxidáveis martensíticos

Tipo AISI	Procedimento	Dureza Rockwell
403, 410 (baixo C)	Aquecimento a 830 ⁰ /855 ⁰ Permanência a 705 ⁰ C, durante 6 horas	B85
416, 416Se	Aquecimento a 830 ⁰ /885 ⁰ C Permanência a 720 ⁰ C, 2 horas	B85
420 (médio C)	Aquecimento a 830 ⁰ /885 ⁰ C Permanência a 705 ⁰ C, 2 horas	B95
414, 431 (médio e Ni acima 1%)	Tratamento geralmente desnecessário	
440A (alto C)	Aquecimento a 840 ⁰ /900 ⁰ C Permanência a 690 ⁰ C, 4 horas	B98
440B (alto C)	Idem	C20
440C (alto C)	Idem	C25

TABELA Nº 41

Recozimento sub-crítico de aços inoxidáveis martensíticos

Tipo AISI	Temperatura °C	Tempo h	Resfriamento	Dureza Brinell
403, 410, 416 (baixo C)	720 ⁰ a 780 ⁰	1 a 3	ao ar	170 a 195
420 (médio C)	750 ⁰ a 780 ⁰	1 a 4	ao ar	205 a 225
414 (médio C e Ni acima 1%)	650 ⁰ a 710 ⁰	2 a 6	ao ar	240 a 255
431 (médio C e Ni acima 1%)	750 ⁰ a 780 ⁰	2	ao ar	240 a 285
	620 ⁰ a 670 ⁰	4 a 8		
440A (alto C)	730 ⁰ a 790 ⁰	1 a 4	no forno depois ao ar	230 a 250
440B (alto C)	730 ⁰ a 790 ⁰	1 a 4	idem	235 a 255
440C (alto C)	730 ⁰ a 790 ⁰	1 a 4	idem	255 a 275

O principal tratamento térmico dos aços inoxidáveis martensíticos é a têmpera, aplicada para conferir-lhes as máximas dureza e resistência ao desgaste.

A temperatura de austenitização é elevada, chegando a superar, em alguns tipos, os 1 000 °C.

Como esses aços possuem uma condutibilidade térmica muito mais baixa que os aços carbono, não se pode aquecê-los rapidamente, sob riscos de empenamento e fissuração. Por esse motivo, recomenda-se um preaquecimento entre 760 °C e 790 °C, sobretudo quando as peças são de pequena espessura ou com secções finas e grossas simultaneamente ou com cantos vivos e ângulos reentrantes. O preaquecimento é também recomendado para peças que sofreram usinagem ou retificação intensa ou que foram deformadas a frio ou que foram previamente temperadas e devam ser novamente tratadas.

O tempo, à temperatura, varia de 12 a 24 minutos para secções até meio centímetro. Acima dessas dimensões, recomenda-se mais 12 minutos para cada centímetro adicional de secção.

Os meios de resfriamento são óleo ou ar.

A Figura 154⁽⁹⁰⁾ mostra o diagrama TTT para dois tipos de aços inoxidáveis martensíticos:

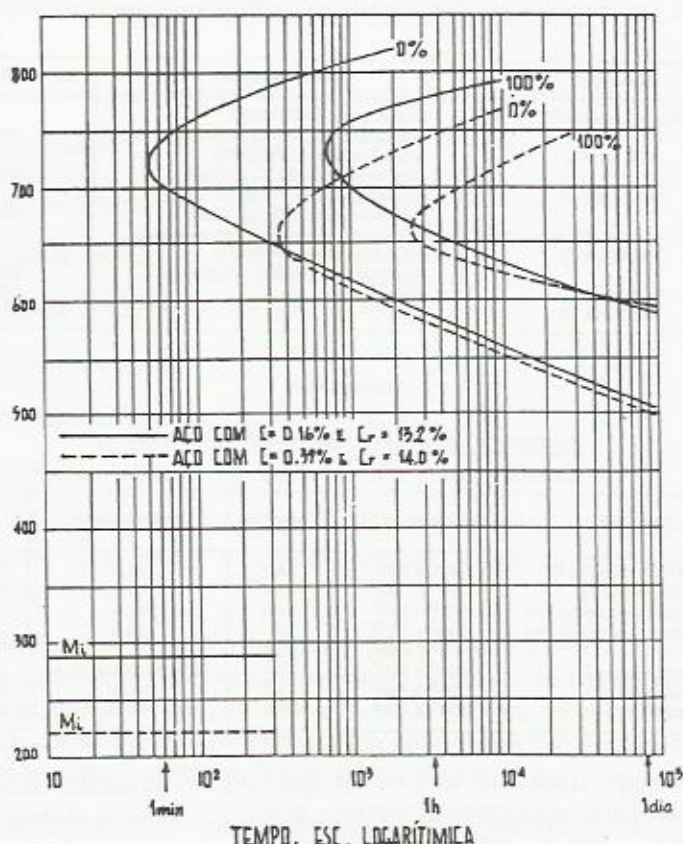


Fig. 154 - Curvas TTT para aço inoxidável martensítico com dois teores de carbono e cromo

A Tabela 42⁽⁹⁰⁾ apresenta dados sobre a têmpera de aços inoxidáveis martensíticos:

TABELA Nº 42
Têmpera de aços inoxidáveis martensíticos

Tipo AISI	Temperatura °C	Dureza	
		Brinell	Rock. C
403, 410, 416 (baixo C)	930 ⁰ a 1010 ⁰	410	43
420 (médio C)	980 ⁰ a 1040 ⁰	540	54
414 (médio C e Ni acima 1%)	980 ⁰ a 1040 ⁰	425	44
431 (médio C e Ni acima 1%)	980 ⁰ a 1070 ⁰	440	45
440A (alto C)	1010 ⁰ a 1070 ⁰	570	56
440B (alto C)	1010 ⁰ a 1070 ⁰	590	58
440C (alto C)	1010 ⁰ a 1070 ⁰	610	60

O revenido é praticado a temperaturas que dependem da dureza final desejada.

Os aços inoxidáveis martensíticos dos tipos de carbono mais baixo (403, 410, 414, 416, 431 e 420), quando revenidos, após a têmpera, atingem uma dureza Rockwell C que varia de 26 a 56.

Com revenidos a temperaturas mais elevadas – entre 560 °C e 650 °C – a dureza cai para 25 RC.

Os martensíticos de carbono mais elevado (440A, 440B e 440C) são geralmente revenidos a temperaturas mais baixas, variando de 150 °C a 370 °C com durezas finais que podem atingir 60 RC.

A Figura 155⁽⁹⁰⁾ mostra a influência da temperatura de revenido na resistência à tração e no alongamento de um aço com carbono de 0,09% a 0,17% e cromo de 12% a 14%.

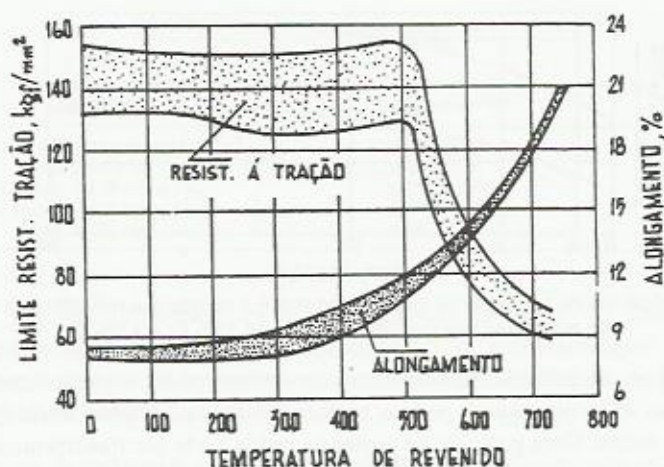


Fig. 155 - Efeito da temperatura de revenido sobre aço inoxidável martensítico com carbono entre 0,09 a 0,17% e cromo entre 12 e 14%

A Figura 156⁽⁹¹⁾ mostra a dureza de aço inoxidável martensítico com 15,5% a 16,0% de cromo, em função da temperatura de têmpera e do teor de carbono:

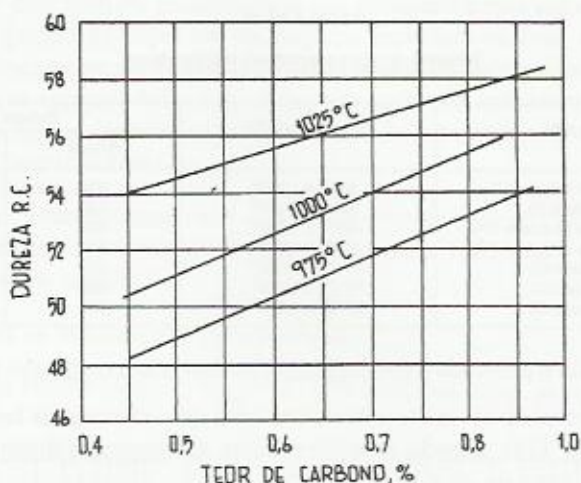


Fig. 156 - Dureza de aço inoxidável martensítico com 15,5/16,0% de cromo, em função da temperatura de têmpera e do teor de C

A Figura 157⁽⁹¹⁾ indica a influência da temperatura de revenido sobre a dureza e a resistência à flexão de um aço com 14,5% de cromo a 1% de carbono:

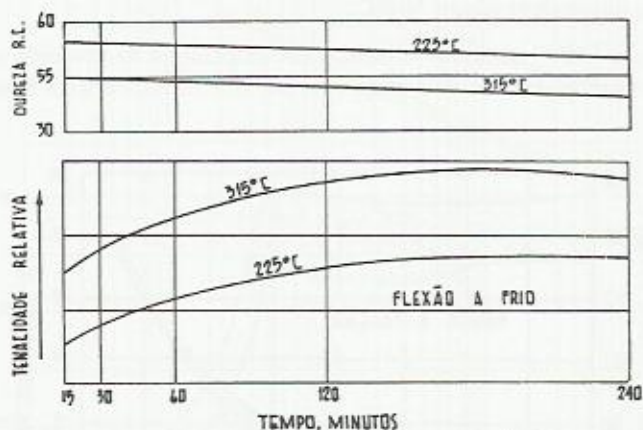


Fig. 157 - Influência de temperatura de revenido sobre a dureza e a resistência à flexão de um aço inoxidável martensítico com 14,15% Cr e 1,0% C

Os aços inoxidáveis martensíticos de carbono mais elevado, como o tipo 440C e o tipo 431 com níquel, podem apresentar, após a têmpera, certa quantidade de austenita retida. Uma parte dessa austenita retida pode ser transformada por resfriamento subzero a cerca de -70°C , logo após a têmpera. Para ter-se a máxima transformação da austenita retida, podem ser necessários dois ou mais ciclos de revenido após o resfriamento subzero.

O recozimento dos aços inoxidáveis martensíticos é realizado quando se deseja submeter o aço a conformação mecânica severa.

O recozimento pleno não é recomendado para os tipos 414 e 431.

Para os outros tipos (403, 416, 420, 440A, 440B e 440C), as temperaturas recomendadas de recozimento variam de 825 °C a 900 °C. O resfriamento deve ser lento.

As atmosferas protetoras empregadas são do tipo exotérmico ou endotérmico. Pode-se utilizar argônio ou hélio (bem secos) ou banhos de sal⁽⁹¹⁾.

Um fenômeno que pode ocorrer nos aços inoxidáveis martensíticos é a "fragilidade pelo hidrogênio", principalmente quando a dureza e o carbono são elevados. Essa fragilidade se origina ou durante o processo de fusão ou por intermédio da atmosfera protetora ou ainda devido a processos químicos e eletroquímicos de deca-pagem e revestimento superficial.

A prevenção é a melhor maneira de combater esse fenômeno.

O "alívio de tensões" é realizado a temperaturas baixas, com o objetivo de aliviar as tensões residuais e pode substituir o tratamento de revenido, de modo que quando aplicado esse tratamento, é realizado logo após a têmpera, antes do material ter atingido a temperatura ambiente.

A Tabela 43⁽⁹⁰⁾ apresenta dados sobre o tratamento de alívio de tensões dos aços inoxidáveis martensíticos.

TABELA Nº 43

Alívio de tensões de aços inoxidáveis martensíticos

Tipo AISI	Temperatura °C	Tempo h
403, 410, 416 (baixo C)	210 ^o a 370 ^o	1,5 a 3
420 (médio C)	150 ^o a 370 ^o	1 a 2
414 (médio C e Ni acima 1%)	210 ^o a 370 ^o	1,5 a 3
431 (médio C e Ni acima 1%)	210 ^o a 370 ^o	1 a 2
440A, 440B, 440C	150 ^o a 370 ^o	1 a 2

3. *Tratamento térmico dos aços inoxidáveis ferríticos* – O único tratamento térmico que se aplica nesse grupo é o recozimento ou "recristadização", pois é nessa condição que esses aços apresentam os melhores característicos de baixa dureza, ductilidade e resistência à corrosão.

O teor de carbono máximo nesses aços é 0,20%; o cromo varia de 11,5% a 27%. Eles podem ainda apresentar, além de silício e manganês, alumínio, cobre, níquel e titânio e igualmente fósforo, enxofre ou selênio para os tipos de usinagem fácil.

Esses aços caracterizam-se por apresentar o fenômeno de "fragilidade a 475 °C"⁽⁹²⁾, quando expostos por longos tempos, ou resfriados lentamente na faixa de temperaturas de 400 °C a 525 °C; o maior efeito ocorre às temperaturas de 470 °C a 480 °C. A propriedade mais afetada é a resistência ao choque. Atribui-se esse fenômeno à precipitação de uma ferrita altamente ligada com cromo, de modo que os aços inoxidáveis ferríticos de mais alto-cromo estão mais sujeitos ao fenômeno.

Por essa razão, o recozimento desse aço deve ser realizado a temperatura bem superior a 475 °C, geralmente na faixa de 650 °C a 825 °C, dependendo o tipo de aço. A faixa austenítica, nesses aços, tem pequena extensão e a temperatura de recozimento é sempre inferior à mesma.

O resfriamento subsequente deve ser rápido: ao ar ou em água.

A Tabela 44 apresenta dados referentes ao tratamento de recozimento ou recristalização desses aços:

TABELA Nº 44

Tratamento de recristalização de aços inoxidáveis ferríticos

Tipo AISI	Temperatura °C	Tempo (1) h	Resfriamento
405	650 ⁰ a 820 ⁰	1 a 2	no ar ou em água
430	710 ⁰ a 790 ⁰	1 a 2	no ar ou em água
ou	820 ⁰ a 900 ⁰	1 a 2	no forno (2) até 590 ⁰ ; após no ar
430F	710 ⁰ a 790 ⁰	1 a 2	no ar ou em água
442	760 ⁰ a 830 ⁰	1 a 2	no ar ou em água
446	760 ⁰ a 830 ⁰	1 a 2	no ar ou em água

1) o tempo é função da seção e da forma das peças; para chapas recomenda-se 3 a 5 minutos por 2,5 mm de seção
 2) velocidade de resfriamento – 15 a 25°C/h

4. *Tratamento térmico dos aços inoxidáveis austeníticos* – O tratamento térmico típico desses aços é "austenitização" que consiste no recozimento a altas temperaturas – entre 1 000 °C a 1 100 °C – seguido de resfriamento rápido ao ar ou em água, com os dois objetivos seguintes:

– garantir a presença da estrutura austenítica à temperatura ambiente e

– evitar que a fase (FeCr)₄C, que existe nesse aço e se dissolve na austenita quando eles são aquecidos naquela faixa de temperaturas, se precipite, se o resfriamento for lento e se localize nos contornos dos grãos, provocando a "corrosão intergranular".

Essa precipitação ocorre principalmente entre as temperaturas de 450 °C a 900 °C. Assim essa faixa deve ser evitada tanto por aquecimento lento como por resfriamento lento.

A Figura 158 mostra o diagrama de equilíbrio para a liga Fe-Ni-Cr com 18% de cromo e 8% de níquel, para vários teores de carbono. Os teores de cromo e níquel em questão são correspondentes aos dos tipos AISI 310, 302B e 303, aproximadamente:

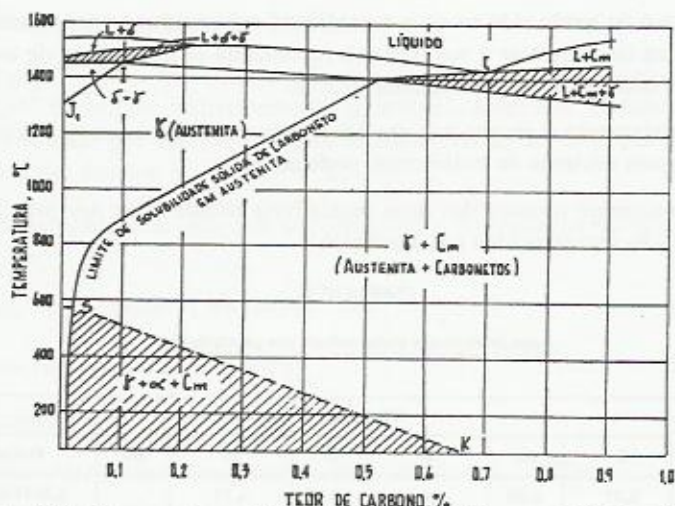


Fig. 158 - Diagrama de equilíbrio para a liga Fe-Ni-Cr, com 18% Cr a 8% Ni, em função do teor de C

Nota-se a relativa facilidade de retenção da estrutura austenítica à temperatura ambiente, se o resfriamento for acelerado.

Outros tipos de aços inoxidáveis austeníticos segundo a AISI compreendem: 304, 308, 309, 309S, 310, 316, 317, 321 e 347.

Todos eles possuem baixo-carbono, no máximo 0,25% (apenas tipo 310). O teor de cromo pode se elevar a 24,0%/26,0% no tipo 310 e o teor de níquel, nesse mesmo tipo, a 19,0%/22,0%.

Os tipos 321 e 347 possuem carbono máximo de 0,08% com cromo de 17,0% a 19,0% a níquel de 9,0% a 13,0%. Esses aços possuem ainda titânio (5 x carbono min. ou nióbio (10 x carbono min.) para prevenir a corrosão intergranular. Esses tipos 321 e 347 são submetidos a um tratamento de "estabilização", entre 870 °C e 900 °C, com o objetivo de provocar a formação de carbonetos estáveis de titânio ou nióbio e prevenir, em consequência, a precipitação do carboneto $(FeCr)_4C$ responsável pela corrosão intergranular.

As temperaturas usuais de austenitização estão indicadas na Tabela 45⁽⁹¹⁾:

TABELA Nº 45

Austenitização de aços inoxidáveis austeníticos

Tipo AISI	Temperatura °C
201, 202	1010° a 1120°
301, 302, 302B, 303, 303Se	1010° a 1120°
304, 305, 308	1010° a 1120°
304L	1010° a 1120°
309, 309S	1040° a 1120°
310, 310S	1040° a 1065°
314	1040° a 1120°
316	1040° a 1120°
317	1065° a 1120°
316L, 317L	1040° a 1105°
321	955° a 1065°
347, 348	980° a 1065°

No caso de terem sido os aços austeníticos submetidos a encruamento (que é a única prática de aumentar a sua dureza), recomenda-se um "alívio de tensões", a temperaturas que não devem ultrapassar 425 °C.

O resfriamento é geralmente em água. Para peças de espessura diminuta, da ordem de alguns décimos de milímetros, pode ser ao ar.

5. *Tratamento térmico dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação* – Esses aços estão representados nas Tabela 46:

TABELA Nº 46

Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Designação	Composição química, %						
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Outros
W Inoxidável	0,07	0,50	0,50	16,75	6,75	—	0,80Ti; 0,20Al
17-4 PH	0,04	0,40	0,50	16,50	4,25	—	0,25Nb; 3,60Cu
17-7 PH	0,07	0,70	0,40	17,00	7,00	—	1,15Al
PH 15-7 Mo	0,07	0,70	0,40	15,00	7,00	2,25	1,15Al
AM 350	0,10	0,75	0,35	16,50	4,25	2,75	0,10N

Para alguns dos tipos apresentados na tabela, o ciclo de tratamento é o seguinte⁽⁸⁹⁾:

– *tipo 174PH* – homogeneização a 1 176 °C, durante 48 minutos, mais 12 minutos por centímetro de secção;

resfriamento, para secções de 76 cm ou menos, em óleo ou no ar; para secções de 76 cm a 152 cm, ao ar, com as peças protegidas por cobertura. O resfriamento deve ultrapassar a temperatura de 30 °C para, em seguida, submeter-se as peças ao tratamento de endurecimento por precipitação;

solubilização a 1 040 °C durante 12 minutos mais 12 minutos por centímetro de secção; resfriamento como acima;

precipitação: as temperaturas adotadas irão depender dos valores de resistência à tração desejados. Por exemplo:

para 113 kgf/mm² (1 110 MPa) 482 °C

para 94,5 kgf/mm² (925 MPa) 621 °C

durante 1 a 4 horas para peças conformadas ou para 126 kgf/mm²

(1 240 MPa) 482 °C

para 91 kgf/mm² (890 MPa) 593 °C

durante 4 horas para peças fundidas.

– *tipo 17-7PH* – recozimento pleno: 1 065 °C durante 3 minutos mais 1 minuto por 0,01" de secção; resfriamento ao ar; solubilização: 954 °C durante 10 minutos mais 1 minuto por 0,01" de secção; resfriamento ao ar; as peças devem ser, a seguir, mantidas durante 8 horas a -68 °C;

precipitação: de acordo com as propriedades desejadas de resistência à tração; por exemplo:

para 147 kgf/mm² (1 440 MPa) 510 °C

para 105 kgf/mm² (1 030 MPa) 593 °C

durante 1 hora

– *tipo PH15-7Mo* – recozimento total idêntico ao 17-7PH

solubilização idêntica ao 17-7PH

resfriamento: *idem*

precipitação: de acordo com os valores desejados de resistência à tração; por exemplo:

para 157,5 kgf/mm² (1 545 MPa) 510 °C

para 133 kgf/mm² (1 300 MPa) 582 °C

durante 1 hora e

– *tipo AM-350* – recozimento pleno (somente para peças conformadas): 1 065 °C durante 3 minutos mais 1 minuto por 0,01" de secção; resfriamento ao ar; solubilização: 392 °C durante 10 minutos mais 1 minuto por 0,01" de secção; resfriamento até -73 °C onde as peças devem permanecer durante 3 horas no mínimo;

precipitação: de acordo com os valores desejados de resistência à tração; por exemplo:

para 129,5 kgf/mm² (1 275 MPa) 454 °C

para 115,5 kgf/mm² (1 135 MPa) 538 °C

Essas ligas são geralmente fornecidas nos estado homogeneizado ou recozido.

5.1 *Aços maraging* – A denominação dessas ligas deriva da combinação de duas palavras: "martensite" e "aging". Elas são consideradas martensíticas no estado recozido e atingem valores muito elevados de resistência mecânica, ao serem envelhecidas.